



Уральский  
федеральный  
университет

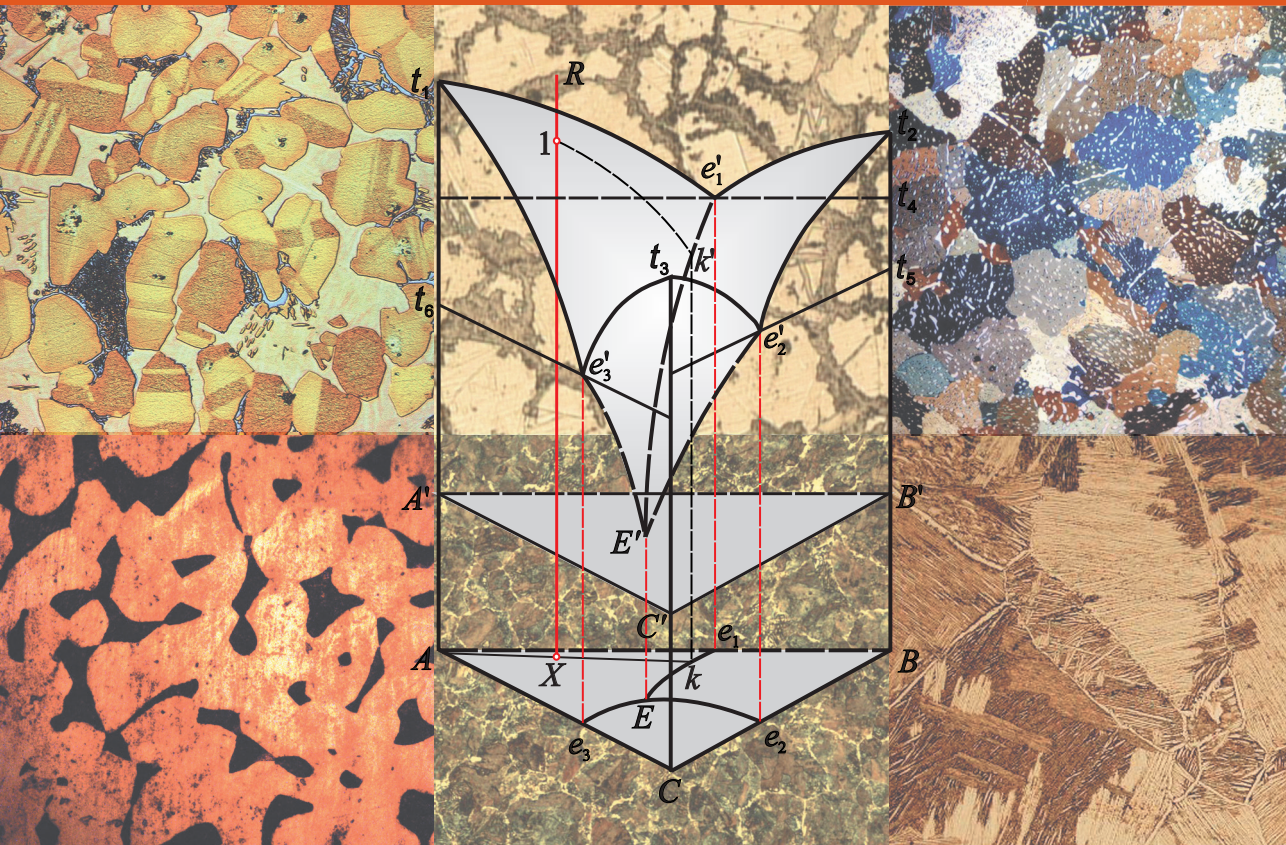
имени первого Президента  
России Б. Н. Ельцина

Институт  
материаловедения  
и металлургии

**В. В. БЕРЕЗОВСКАЯ**  
**Е. А. ИШИНА**  
**Н. Н. ОЗЕРЕЦ**

# ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ТРОЙНЫХ СИСТЕМ

Учебное пособие





Министерство образования и науки Российской Федерации  
Уральский федеральный университет  
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина

Березовская В. В., Ишина Е. А., Озерец Н. Н.

# **ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ТРОЙНЫХ СИСТЕМ**

Допущено учебно-методическим объединением  
по образованию в области металлургии  
в качестве учебного пособия для студентов  
высших учебных заведений, обучающихся  
по направлениям Металлургия,  
Материаловедение и технология материалов

3-е издание,  
переработанное и дополненное

Екатеринбург  
Издательство Уральского университета  
2016

УДК 544.015.3(075.8)

ББК 304.204я73

Б48

Из авторского коллектива выбыл С. В. Грачев.

В авторский коллектив вошли Е. А. Ишина, Н. Н. Озерец

Рецензенты:

завкафедрой, проф., д-р техн. наук *Б. А. Потехин* (Урал. гос. лесотехн. ун-т);  
завлабораторией деформации и разрушения ИМАШ УрО РАН, д-р техн.  
наук *С. В. Гладковский*

Научный редактор — проф., д-р техн. наук *В. Р. Бараз*

2-е издание вышло в 2008 г.

**Березовская, В. В.**

Б48 Диаграммы состояния тройных систем : учебное пособие / В. В. Березовская, Е. А. Ишина, Н. Н. Озерец. — 3-е изд., перераб. и доп. — Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2016. — 120 с.

ISBN 978-5-7996-1715-8

Пособие предназначено для бакалавров, обучающихся по направлениям технического профиля, изучающих курсы «Материаловедение» и «Металловедение». В пособии рассмотрены диаграммы тройных систем, методика определения фазового и структурного состава тройных сплавов в условиях равновесия. Описываемые диаграммами закономерности формирования структуры сплавов позволяют в ряде случаев указывать ожидаемый характер изменения их структуры и свойств при переходе к неравновесному состоянию.

В пособии уделено внимание не только теории, но и практическим вопросам реальных диаграмм тройных систем.

Библиогр.: 10 назв. Табл. 13. Рис. 83.

УДК 544.015.3(075.8)

ББК 304.204я73

ISBN 978-5-7996-1715-8

© Уральский государственный технический университет — УПИ, 2008

© Березовская В. В., Грачев С. В., 2008

© Переработка, дополнение. Уральский федеральный университет, 2016



---

## Введение

---

Большинство сплавов, которые применяются в современной практике, имеют многокомпонентный состав. Однако в учебной литературе пока отсутствуют наглядные методы изображения фазового равновесия в системах с числом компонентов более трех. Изучение таких сплавов необходимо начать с фазового равновесия системы из трех компонентов и, взяв ее за основу, исследовать влияние четвертого, пятого и следующих компонентов на фазовое равновесие, структуру и свойства сплавов, находящихся в той или иной области тройной системы. Фазовые равновесия в системе из трех компонентов ( $A$ ,  $B$  и  $C$ ) всех составов можно установить, если изучено равновесие в двойных системах  $A-B$ ,  $B-C$  и  $C-A$  [1].

Диаграммы состояния тройных систем имеют очень важное практическое значение для разработки новых марок сплавов, при исследовании покрытий и шлаков в цветной и черной металлургии, а также при создании огнеупорных материалов.

---

## 1. Определение составов тройных сплавов

---

Добавление третьего компонента к двойному сплаву приводит к значительному изменению его структуры и свойств. Это позволяет существенно расширить область применения сплавов на практике. Диаграммы состояния таких систем, в отличие от диаграмм двойных систем, изображаются не на плоскости, а в пространстве. Они представляют собой трехгранную призму, ребра которой перпендикулярны основанию и служат ординатами температур. В основании тройных диаграмм лежит равносторонний треугольник — *концентрационный треугольник*. Каждая из вершин треугольника соответствует 100 % компонента  $A$ ,  $B$  или  $C$ , а его стороны являются геометрическим местом точек составов сплавов двойных систем  $A-B$ ,  $B-C$  или  $A-C$ . На сторонах концентрационного треугольника отложены составы двойных сплавов, а любая точка внутри концентрационного треугольника отвечает составу тройного сплава. Существует два способа определения химического состава тройного сплава.

Наиболее удобным из них является способ, предложенный Ю. А. Геллером. Для определения состава тройного сплава точки  $X$  (рис. 1.1) способом Геллера из этой точки необходимо провести две линии, параллельные двум любым сторонам концентрационного треугольника до пересечения с третьей стороной.

На третьей стороне концентрационного треугольника, на которую для удобства наносится масштабная сетка, отсекаются три отрезка, изображающие концентрацию всех трех компонентов: содержание компонента  $C$  отвечает отрезку, противолежащему вершине  $C$ , содержание компонента  $A$  — отрезку, противолежащему вершине  $A$ , а содержание компонента  $B$  — среднему отрезку, противолежащему вершине  $B$ . Таким образом, сплав  $X$  состоит из 40 % компонента  $A$ , 30 % компонента  $B$  и 30 % компонента  $C$ . Сумма отрезков равна 100 % [1, 2].

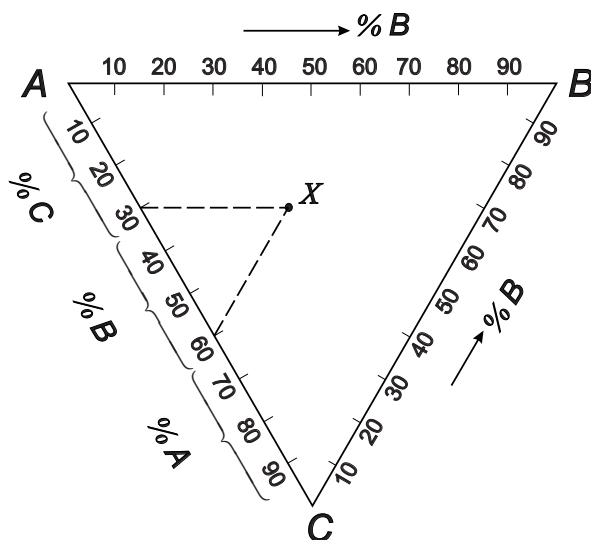


Рис. 1.1. Определение состава тройного сплава на концентрационном треугольнике способом Геллера

Второй способ определения химического состава по правилу перпендикуляров основывается на известном свойстве равностороннего треугольника: суммарная длина трех перпендикуляров, опущенных из любой точки внутри треугольника на его стороны, является постоянной величиной, которая равна высоте треугольника и принимается за единицу или 100 %. Тогда концентрации компонентов являются дробными числами, а их сумма равна единице (100 %).

Так, фигуративная точка  $X$  внутри треугольника отвечает составу сплава (рис. 1.2), в который входят компоненты  $A$ ,  $B$  и  $C$ . Опустим из точки  $X$  перпендикуляры на стороны треугольника; сумма  $X_a + X_b + X_c = BD = 100\%$ . Длина каждого перпендикуляра равна относительному количеству компонента, который указан в вершине треугольника, лежащей напротив стороны, на которую опущен перпендикуляр. Например, длина перпендикуляра  $X_a$ , опущенного на сторону треугольника, лежащую напротив вершины  $B$ , равна концентрации компонента  $B$  и составляет 50 % высоты треугольника. Длина перпендикуляра  $X_b$  равна концентрации компонента  $C$  и составляет 30 % высоты треугольника. Длина перпендикуляра  $X_c$  равна концентрации компонента  $A$  и составляет 20 % высоты треугольника.

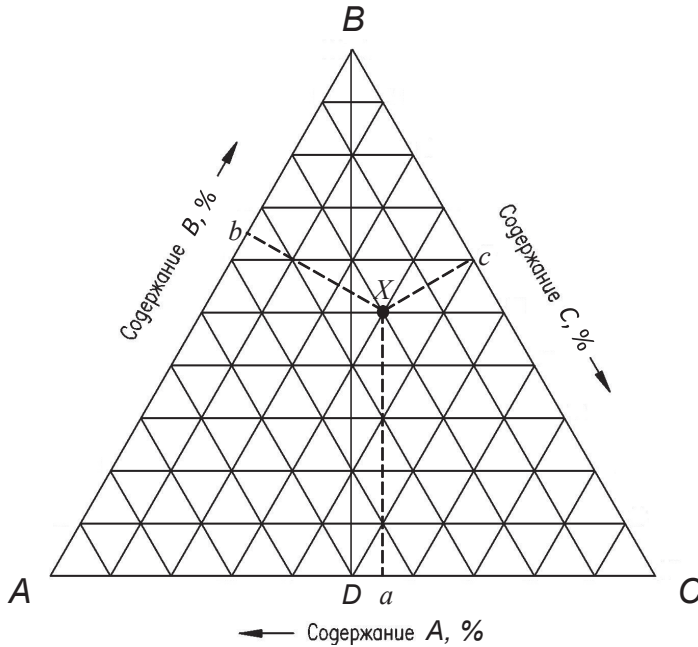


Рис. 1.2. Определение состава тройного сплава на концентрационном треугольнике способом перпендикуляров

В тех случаях, когда один элемент присутствует в небольших количествах, как углерод в тройных сплавах на основе железа, более удобно для определения этого элемента применять увеличенный масштаб (чаще всего 1/10). Стороны концентрационного треугольника, на которые откладывается концентрация этого компонента, увеличиваются. Таким образом получается вытянутый равнобедренный треугольник. При этом все концентрационные соотношения компонентов остаются такими же, как и в равностороннем треугольнике, но для измерения расстояний любым из способов применяются увеличенный масштаб.

На концентрационном треугольнике можно провести линии, которые обладают некоторыми особенностями. Если линия проведена параллельно одной из сторон равностороннего треугольника, то сплавы, составы которых лежат на этой линии, имеют одну и ту же концентрацию компонента, находящегося в вершине треугольника напротив этой стороны. Например, если фигуративные точки сплавов расположены на линии  $ab$  (рис. 1.3), то в этих сплавах будет одинаковая концентрация компонента  $B$ .

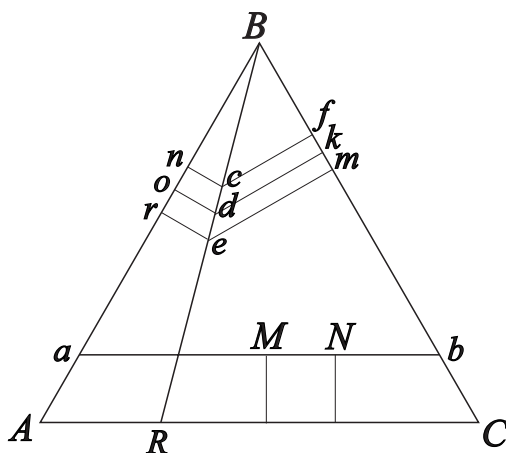


Рис. 1.3. Характерные линии  $ab$  и  $BR$  на плоскости концентрационного треугольника

Если линия проходит через вершину концентрационного треугольника, например  $BR$ , то сплавы, фигуративные точки которых расположены на данной линии, при переменном содержании состава сплавов имеют постоянное соотношение концентраций двух из них, расположенных по обе стороны от этой линии. Так, например, при изменении концентрации сплавов от фигуративной точки  $c$  к  $e$  концентрация компонента  $B$  в сплаве уменьшится, а концентрация компонентов  $A$  и  $C$  возрастет, в таком случае отношение концентраций этих компонентов будет сохраняться постоянным, т. е.

$$\frac{fc}{cn} = \frac{kd}{do} = \frac{me}{er}.$$

Эти свойства используются при описании фазовых превращений в тройных системах.

Если компоненты  $A$  и  $B$  образуют химическое соединение  $A_mB_n$  (рис. 1.4), то все точки, лежащие на прямой, которая соединяет вершину, соответствующую компоненту  $C$ , с точкой  $A_mB_n$ , представляют сплавы, в которых компоненты  $A$  и  $B$  находятся в соотношении, отвечающем составу химического соединения. В целом мы получаем сплав химического соединения с компонентом  $C$ .

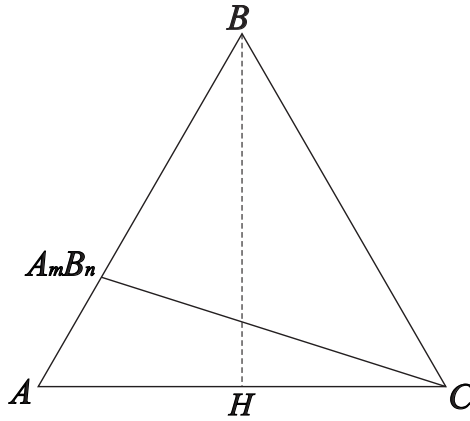


Рис. 1.4. Изображение тройных сплавов с постоянным соотношением содержаний компонентов  $A$  и  $B$

Сплавы, фигуративные точки которых лежат на линии, являющейся высотой равностороннего треугольника, (рис. 1.4) имеют одинаковое содержание двух компонентов, поскольку перпендикуляры, опущенные из любой точки высоты треугольника на стороны  $AB$  и  $BC$ , равны.

Если фигуративная точка сплава лежит на стороне равностороннего треугольника, то данный сплав является двойным, т. е. соответствует двойной системе.



## 2. Правило рычага и центра тяжести концентрационного треугольника

Рассмотрим правила, которым подчиняются фазы в тройной системе. Если тройной сплав  $X$  состоит из двух фаз, составы которых определяются точками  $m$  и  $n$ , то его состав лежит на прямой, соединяющей составы этих фаз (рис. 2.1, а) [2].

По *правилу рычага* количество фазы, %, состава точки  $m$  в общей массе сплава  $X$  равно отношению противолежащего плеча ко всему рычагу  $\frac{Xn}{mn} \cdot 100$  %, а фазы состава точки  $n$  —  $\frac{mX}{mn} \cdot 100$  %. Правило рычага вытекает из закона сохранения массы.

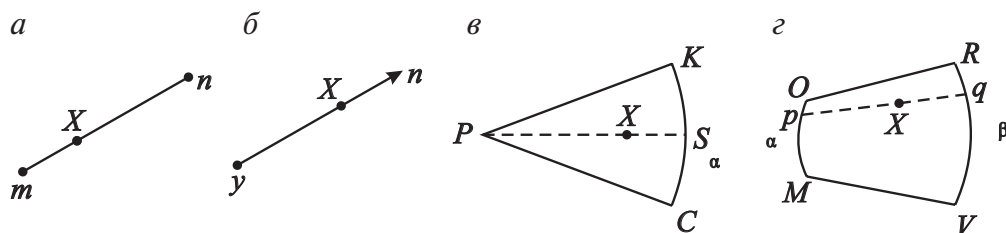


Рис. 2.1. Определение химического состава и весовых количеств фаз тройного сплава, содержащего две фазы

Из сказанного следует, что если имеется сплав, состоящий сначала из одной фазы, например жидкий расплав состава точки  $X$ , и из него выделяется какая-то фаза состава точки  $y$ , скажем, при кристаллизации, то состав жидкой фазы в процессе фазового превращения меняется в направлении продолжения отрезка  $yX$  (рис. 2.1, б).

Если в сплаве  $X$  одна фаза имеет постоянный состав  $P$ , а другая фаза, например твердый раствор  $\alpha$ , имеет переменный состав, лежащий на кривой  $KC$  (рис. 2.1, в), то состав фазы  $\alpha$  для данного сплава определяется точкой  $S$  [2].

Если известный сплав  $X$  состоит из двух фаз, например твердых растворов  $\alpha$  и  $\beta$  переменных составов, лежащих на кривых  $OM$  и  $RV$ , то со-

став фаз определяется приблизительно. Для этого линии  $OM$  и  $RV$  делят пополам до тех пор, пока отрезок, соединяющий равноудаленные от  $O$  и  $R$  точки, не пересечет точку  $X$ . Линия, проходящая через точку  $X$ , называемая *конодой*, позволяет определить составы фаз  $\alpha$  и  $\beta$ , которые отвечают точкам  $p$  и  $q$ . Весовые количества этих фаз определяются по правилу рычага: доля фазы  $\alpha$  определяется как отношение отрезков  $Q_\alpha = \frac{Xq}{pq} \cdot 100 \%$ , а доля фазы  $\beta$  —  $Q_\beta = \frac{pX}{pq} \cdot 100 \%$ .

Тройной сплав может состоять из трех фаз. В этом случае (рис. 2.2) состав сплава лежит внутри треугольника, который образован линиями, соединяющими составы этих фаз. Допустим, в сплаве состава  $X$  присутствуют три фазы:  $M$  — состава точки  $a$ ,  $N$  — состава точки  $b$  и  $Q$  — состава точки  $c$ . Для определения весового количества этих фаз необходимо соединить вершины треугольника  $abc$  с точкой  $X$  и продолжить эти линии до пересечения со сторонами треугольника, тогда весовые доли фаз будут соответствовать:

$$Q_M = \frac{Xs}{as} \cdot 100 \%; \quad Q_N = \frac{Xr}{br} \cdot 100 \%; \quad Q_Q = \frac{Xo}{co} \cdot 100 \%.$$

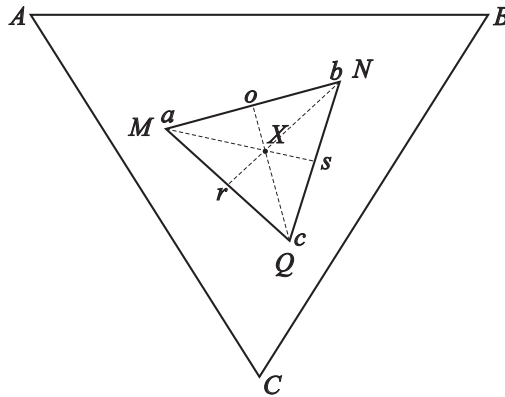


Рис. 2.2. Определение химического состава и весовых количеств фаз в тройном сплаве, содержащем три фазы

Таким образом, точка  $X$  является *центром тяжести* весового треугольника  $abc$ , который является также *конодным треугольником*. Все сплавы, лежащие внутри треугольника, будут иметь одинаковые составы фаз, определяемые его вершинами, а отличаться эти сплавы будут весовыми количествами фаз [2].

---

### 3. Типы тройных диаграмм состояния

---

#### 3.1. Диаграмма с отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии и эвтектическим превращением в трех парах

---

Как известно, полного отсутствия растворимости компонентов друг в друге не бывает, поэтому рассматриваемая диаграмма условна и относится к случаю чрезвычайно малой растворимости компонентов, которой на практике можно пренебречь. Диаграмма представляет собой трехгранную призму, в основании которой лежит концентрационный треугольник с чистыми компонентами  $A$ ,  $B$  и  $C$  в вершинах, от которых построены перпендикуляры с соответствующими температурами плавления каждого из компонентов (рис. 3.1). На сторонах концентрационного треугольника построены двойные диаграммы, кристаллизующиеся с образованием эвтектик, состоящих из чистых компонентов. Таким образом, диаграмма представляет собой совокупность трех пар двойных систем  $A-B$ ,  $B-C$  и  $A-C$ .

Сверху тройная диаграмма ограничена тремя *поверхностями ликвидуса*. Выше поверхностей ликвидуса все сплавы находятся в однофазном состоянии в виде жидкого расплава. Поверхности ликвидуса  $t_1e'_1E'e'_3t_1$ ,  $t_2e'_2E'e'_1t_2$ ,  $t_3e'_3E'e'_2t_3$  изображают температуры начала первичной кристаллизации компонентов соответственно  $A$ ,  $B$  и  $C$  и одновременно точки составов жидкого раствора, насыщенного этим компонентом [3].

Поверхности ликвидуса пересекаются по трем *линиям двойных эвтектик*  $e'_1E'$ ,  $e'_2E'$ ,  $e'_3E'$ , которые указывают на состав жидкого расплава, насыщенного одновременно двумя компонентами:  $A$  и  $B$ ;  $B$  и  $C$ ;  $A$  и  $C$ . Линии двойных эвтектик сходятся в одну точку  $E'$ , называемую *точкой тройной эвтектики*. Жидкий расплав состава точки  $E'$  насы-

щен компонентами  $A$ ,  $B$  и  $C$ . Через точку тройной эвтектики проходит плоскость  $A'B'C'$ , параллельная основанию, которая является *плоскостью тройной эвтектики*. В данной диаграмме имеются также *конодные поверхности*, определяющие температуры начала кристаллизации двойных эвтектик.

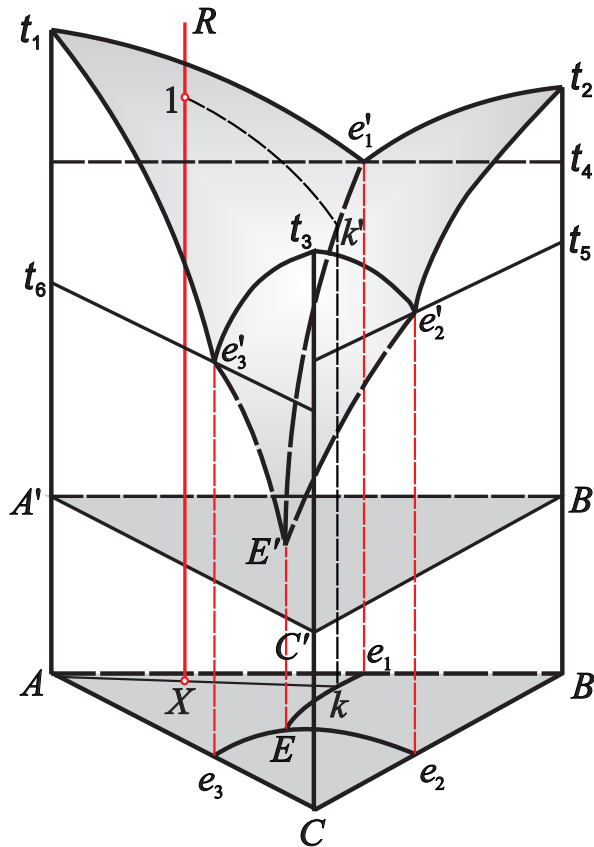


Рис. 3.1. Диаграмма с отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии и эвтектическим превращением в трех парах

Конодные поверхности образованы перемещением коноды параллельно основанию, при этом один конец коноды скользит по линии чистого компонента, а второй — по линии двойной эвтектики (рис. 3.2). Таких конодных поверхностей в данной диаграмме шесть.

Итак, рассматриваемая диаграмма состояния включает в себя следующие фазовые области: однофазную жидкую — выше поверхно-

стей ликвидуса; три двухфазные  $(L + A)$ ,  $(L + B)$ ,  $(L + C)$  — между поверхностями ликвидуса и конодными поверхностями; три трехфазные  $(L + A + B)$ ,  $(L + B + C)$ ,  $(L + A + C)$  — между конодными поверхностями и плоскостью тройной эвтектики; четырехфазную плоскую область равновесия  $(L + A + B + C)$  и трехфазную область твердого состояния  $(A + B + C)$ . На концентрационный треугольник проектируются линии двойной эвтектики  $e_1E$ ,  $e_2E$  и  $e_3E$ , а также точка кристаллизации тройной эвтектики  $E$  [3].

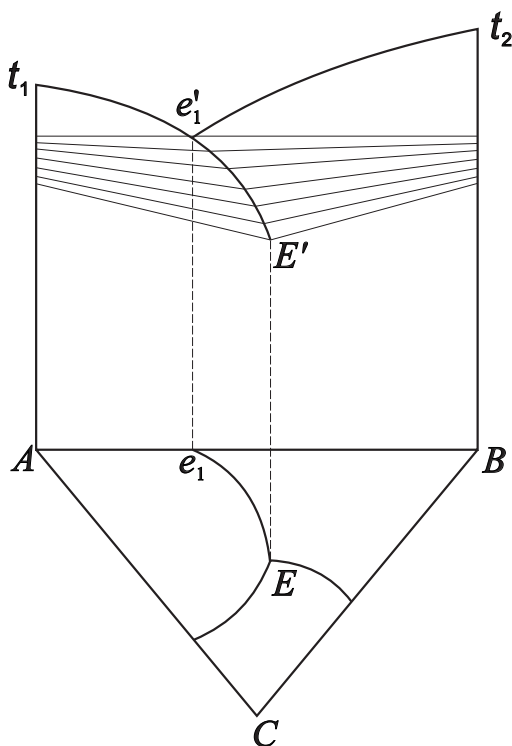


Рис. 3.2. Две конодные поверхности

Рассмотрим фазовые превращения при охлаждении сплава  $X$  (см. рис. 3.1). При охлаждении этого сплава в однофазной области от точки  $R$  до точки 1, лежащей на поверхности ликвидуса  $t_1e_1'E'e_3t_1$ , никаких фазовых превращений не происходит, т. е. состав жидкой фазы остается постоянным и соответствующим составу сплава, а ее весовое количество равно 100 %. В точке 1 или, вернее, чуть ниже (когда линия сплава пересечет поверхность ликвидуса), начинается кристал-

лизация компонента  $A$  из жидкого расплава. При этом состав компонента  $A$  остается постоянным и лежит на линии  $At_1$ , а состав жидкой фазы меняется по некоторой кривой  $l-k'$ , проходящей по поверхности ликвидуса  $t_1e'_1E'e'_3t_1$ .

Когда состав жидкой фазы достигает точки  $k'$ , лежащей на линии двойной эвтектики  $e'_1E'$ , линия фигуративных точек, отвечающая нашему сплаву  $X$ , пересекает конодную поверхность, и в сплаве начинается образование двойной эвтектики, состоящей из компонентов  $A$  и  $B$ . В тройном сплаве кристаллизация двойной эвтектики в общем случае идет при переменной температуре и различном составе фаз, при этом число степеней свободы не равно нулю. Действительно, при  $L \rightarrow A + B$  число степеней свободы  $C = K - \Phi + 1 = 3 - 3 + 1 = 1$ , где  $K$  и  $\Phi$  — число компонентов и фаз соответственно, находящихся в равновесии. В нашем случае состав компонентов  $A$  и  $B$  постоянен, а переменным является состав жидкой фазы, который меняется по линии двойной эвтектики от  $k'$  до  $E'$ .

Когда состав жидкой фазы будет отвечать точке  $E'$ , линия фигуративных точек достигнет плоскости тройной эвтектики  $A'B'C'$  и произойдет кристаллизация тройной эвтектики по реакции  $L \rightarrow A + B + C$ . Процесс образования тройной эвтектики идет при постоянных температуре и составе фаз, в таком случае число степеней свободы равно нулю ( $C = 3 - 4 + 1 = 0$ ). На этом фазовые превращения в сплаве  $X$  заканчиваются. Далее в интервале температур между плоскостью тройной эвтектики и концентрационным треугольником происходит физическое охлаждение фаз. Фазовыми составляющими сплава  $X$  будут три компонента  $A$ ,  $B$  и  $C$ . Таким образом, структура сплава  $X$  состоит из избыточных кристаллов компонента  $A$ , двойной эвтектики ( $A + B$ ) и тройной эвтектики ( $A + B + C$ ) [3].

Рассмотреть фазовые превращения, протекающие в тройном сплаве, и определить весовые количества структурных составляющих можно с помощью концентрационного треугольника (рис. 3.3, а). Действительно, сначала из жидкого расплава состава  $X$  начинает кристаллизоваться компонент  $A$  постоянного состава. Поскольку состав сплава и составы компонента  $A$  и жидкого расплава должны лежать на одной прямой, состав жидкого расплава меняется по линии  $Xk$ , являющейся продолжением линии  $AX$ . Когда состав жидкой фазы достигнет точки  $k$ , начнется выделение двойной эвтектики ( $A + B$ ) состава точки  $d$  (ка-



сательная в точке  $k$ , рис. 3.3, б). В процессе кристаллизации двойной эвтектики ( $A + B$ ) ее состав будет меняться от точки  $d$  до точки  $f$  (касательная в точке  $E$ ). Химический состав жидкой фазы при этом будет меняться по проекции линии двойной эвтектики от точки  $k$  к точке  $E$ .

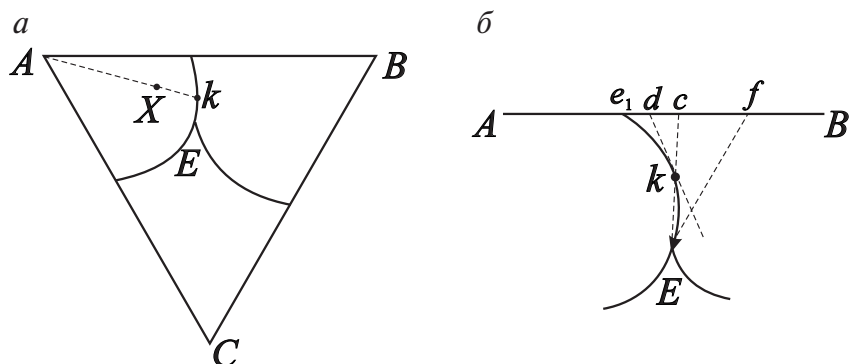


Рис. 3.3. Определение весовых количеств структурных составляющих в тройном сплаве

Когда жидкая фаза примет состав, отвечающий точке  $E$ , образуется тройная эвтектика ( $A + B + C$ ).

Определим весовые количества структурных составляющих в сплаве  $X$  (рис. 3.3, а). Весовое количество избыточного компонента  $A$  равно отношению  $Q_A = \frac{Xk}{Ak} \cdot 100\%$ . Отношение  $Q_L = \frac{AX}{Ak} \cdot 100\%$  показы-

вает объемную долю жидкой фазы, оставшейся после выделения избыточных кристаллов компонента  $A$ , из которой затем кристаллизуется двойная и тройная эвтектика. Чтобы определить раздельно количество этих эвтектик, соединяют точку  $E$  с точкой  $k$  и продолжают линию до стороны  $AB$ . Полученная точка показывает некоторый средний состав двойной эвтектики ( $A + B$ ). Далее весовые количества двойной и тройной эвтектик в сплаве  $X$  определяют из следующих соотношений:

- количество двойной эвтектики  $Q_{(A+B)} = \frac{Ek}{En} (100 - Q_A\%)$ ;
- количество тройной эвтектики  $Q_{(A+B+C)} = \frac{kn}{En} (100 - Q_A\%)$ .

В данном случае отношения соответствующих отрезков необходимо умножить не на 100 %, а на  $(100 - Q_A \%)$ , где  $Q_A \%$  — весовое количество избыточного компонента  $A$  в процентах [3].

Зная положение сплава на концентрационном треугольнике, можно определить структурные составляющие сплава. Для этого соединим точку  $E$  с вершинами концентрационного треугольника (рис. 3.4). Линии  $AE$ ,  $BE$  и  $CE$  — это линии пересечения конодных поверхностей с плоскостью тройной эвтектики. Если тройной сплав находится в области I, то в его структуре имеется избыточный компонент  $A$ , в области II — компонент  $B$  и в области III — компонент  $C$ . Если сплав находится в треугольнике  $ABE$ , то он содержит двойную эвтектику ( $A + B$ ), состоящую из чистых кристаллов  $A$  и  $B$ ; в треугольнике  $BCE$  — двойную эвтектику ( $B + C$ ); в треугольнике  $ACE$  — двойную эвтектику ( $A + C$ ). Кроме того, во всех тройных сплавах данной системы будет присутствовать тройная эвтектика ( $A + B + C$ ).

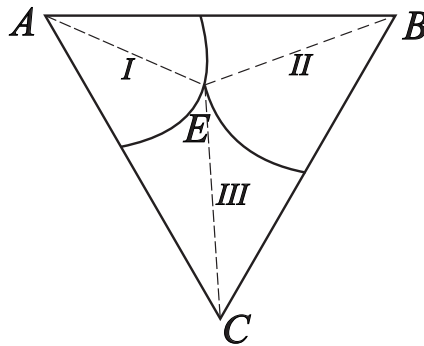


Рис. 3.4. Определение структурных составляющих в тройных сплавах

Сплавы, составы которых находятся на линиях, соединяющих вершины концентрационного треугольника с точкой  $E$  (следы пересечения конодных поверхностей с плоскостью тройной эвтектики), не содержат двойной эвтектики, а сплавы, которые лежат на проекции линий двойной эвтектики, не имеют в структуре избыточных кристаллов компонентов.

Отдельные объемы внутри трехгранной призмы с находящимися в них равновесными фазами называются **пространствами состояний**. В тройных диаграммах действует **закон о соприкасающихся пространствах состояний**. Согласно этому закону пространства состояний,

границащие между собой по поверхности, отличаются по числу фаз на единицу. Данный закон имеет практическое значение при построении разрезов тройных систем, т. к. дает возможность проверить их правильность [1, 3].

При изучении тройных диаграмм полезным является построение горизонтальных (изотермических) и вертикальных (политермических) разрезов (сечений). Изотермические сечения указывают фазовый и структурный составы для всех концентраций тройных сплавов при определенном значении температуры. Эти сечения представляют собой равносторонний треугольник. Вертикальные сечения указывают на фазовый и структурный составы сплавов при всех значениях температур, но только сплавов, лежащих в данном сечении. Они позволяют проследить за фазовыми превращениями, происходящими в сплаве в процессе охлаждения или нагрева, а также дать представление о структурных составляющих, сформировавшихся в сплаве в равновесных условиях [1, 4].

Рассмотрим несколько примеров построения горизонтальных и вертикальных разрезов диаграммы с тройной эвтектикой. На рис. 3.5 показан вертикальный разрез, полученный секущей плоскостью  $Ab$  на концентрационном треугольнике.

При построении вертикальных разрезов данной диаграммы следует провести линии, соединяющие вершины концентрационного треугольника с точкой тройной эвтектики  $E$  ( $AE$ ,  $BE$ ,  $CE$ ), по которым сходятся три пары конодных поверхностей на плоскости тройной эвтектики. Таким образом, точки пересечения вертикальной секущей плоскости с линиями  $AE$ ,  $BE$  и  $CE$  лежат в плоскости тройной эвтектики. На вертикальном сечении  $Ab$  линии  $t_1a$  и  $ab'$  получены от пересечения с поверхностями ликвидуса  $t_1e'_1E'e'_3t_1$  (см. рис. 3.1) и  $t_2e'_2E'e'_1t_2$  соответственно, линии  $oa$ ,  $am$ ,  $mn$  — от пересечения с конодными поверхностями, а линия  $ti$  — от пересечения с плоскостью тройной эвтектики  $A'B'C'$ . Как видно на рис. 3.5, при переходе из одного пространства состояния в другое число фаз меняется на единицу. Следует отметить, что на линии  $ti$  находятся в равновесии четыре фазы:  $L$ ,  $A$ ,  $B$  и  $C$ , — т. е. закон соприкасающихся пространств состояний соблюдается и в этом случае.

Проследим за фазовыми превращениями в сплаве  $X$  при его охлаждении. Точки пересечения линии сплава с линиями сечения опреде-

лят температуры фазовых превращений (критические точки). До температуры  $t_1$  (точки 1) охлаждение идет в однофазной области расплава, в точке 1 (чуть ниже) начинается выделение первичных кристаллов  $L \rightarrow A$  из жидкого расплава, которое происходит в интервале температур от точки 1 до точки 2, при этом химический состав жидкой фазы изменяется по линии, лежащей на поверхности ликвидуса  $t_1 e'_1 E' e'_3 t_1$ . В интервале температур от точки 2 до точки 3 происходит кристаллизация двойной эвтектики, состоящей из смеси кристаллов  $L \rightarrow (A + B)$ , химический состав жидкой фазы изменяется по линии двойной эвтектики  $e'_1 E'$ . В точке 3 из жидкой фазы образуется тройная эвтектика  $L \rightarrow (A + B + C)$ , химический состав жидкой фазы соответствует точке тройной эвтектики  $E'$ . Ниже точки 3 никаких фазовых превращений не происходит, идет физическое охлаждение фаз  $A$ ,  $B$  и  $C$ .

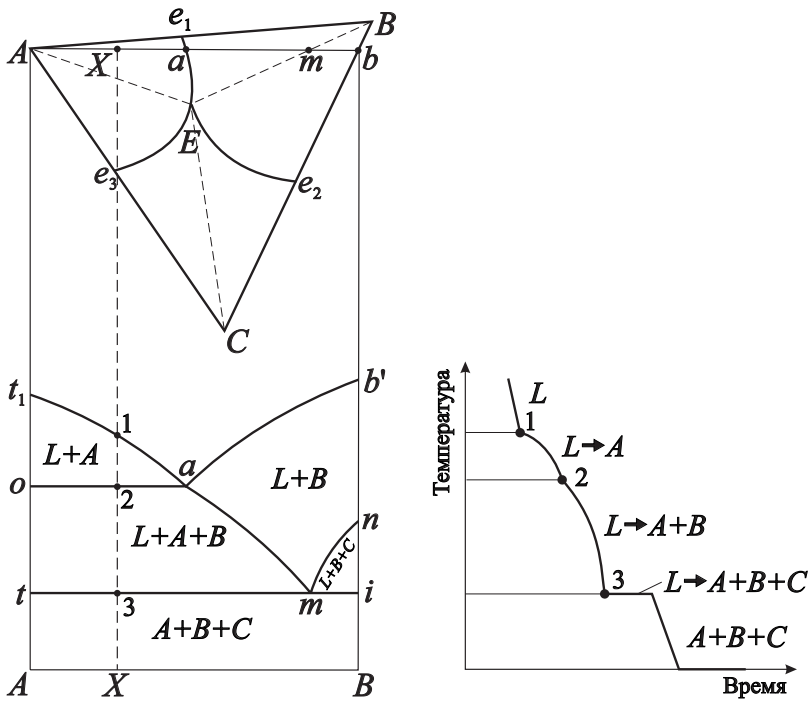


Рис. 3.5. Вертикальный разрез тройной диаграммы по линии  $Ab$

Таким образом, структура сплава  $X$ , которая формируется согласно превращению жидкой фазы  $L$ , состоит из первичных кристаллов компонента  $A$ , двойной эвтектики  $(A + B)$  и тройной эвтектики  $(A + B + C)$ .

Кроме того, для сплава  $X$ , находящегося на вертикальном разрезе, в качестве примера приведена термическая кривая (см. рис. 3.5). Площадка на термической кривой соответствует процессу кристаллизации тройной эвтектики, идущему при постоянной температуре, т. е. число степеней свободы  $C = 0$ .

На рис. 3.6 показано политермическое (вертикальное) сечение, полученное секущей плоскостью  $pq$ . На вертикальном сечении  $pq$  линии  $p'5$  и  $5q'$  получены от пересечения с поверхностями ликвидуса  $t_1e_1'E'e_3't_1$  и  $t_2e_2'E'e_1't_2$  соответственно, линии  $k4$ ,  $45$ ,  $56$ ,  $6c$  — от пересечения с конодными поверхностями, а линия  $nm$  — от пересечения с плоскостью тройной эвтектики  $A'B'C'$ . Сплаву  $X_1$ , находящемуся на вертикальном разрезе по линии  $pq$ , соответствует термическая кривая.

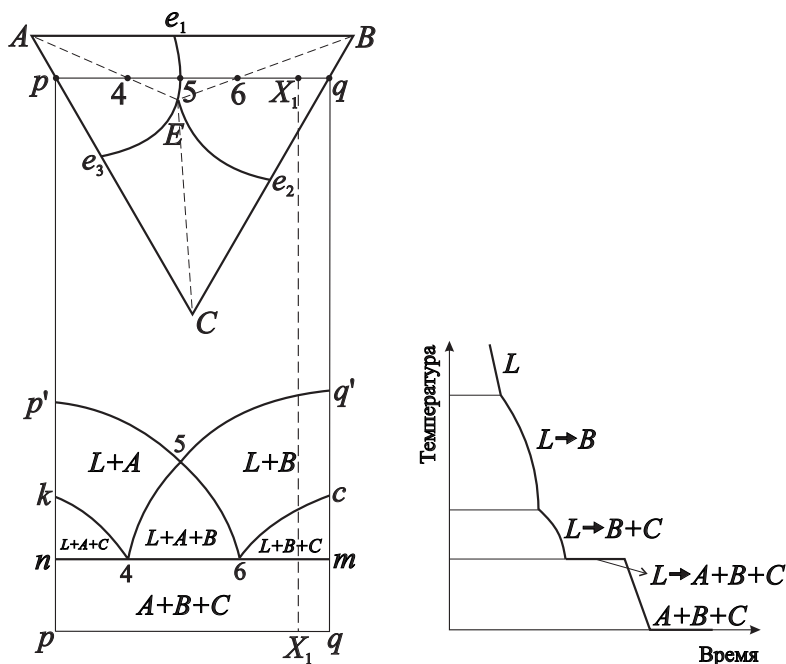


Рис. 3.6. Вертикальный разрез тройной диаграммы по линии  $pq$

Таким образом, вертикальные разрезы дают информацию о фазовом составе и температурных интервалах фазовых превращений в сплавах. Однако на вертикальных разрезах в общем случае нельзя определить химические составы и весовые количества фаз, т. к. кривые изменения химического состава фаз, проходящие по поверхностям простран-

ственных тройных диаграмм, являются кривыми двойкой кривизны, не лежащими в одной плоскости. На рис. 3.7 приведены примеры изотермических (горизонтальных) сечений диаграммы: при температуре  $e_2$  (рис. 3.7, а) и при температуре  $E < t < e_3 < e_2 < e_1$  (рис. 3.7, б).

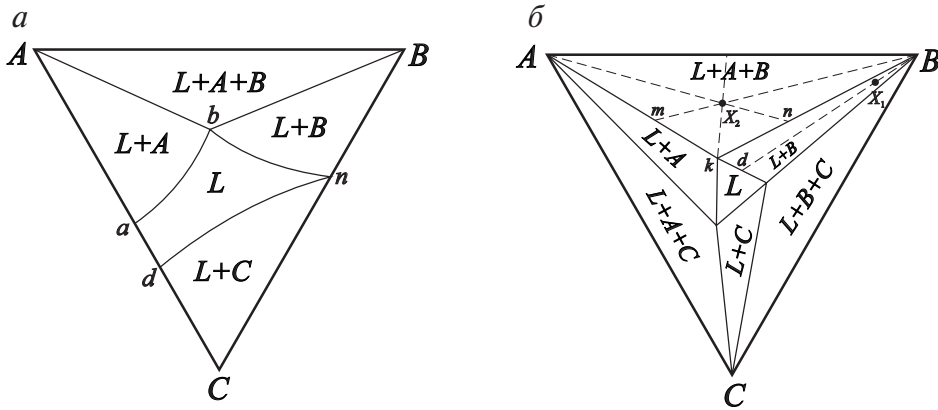


Рис. 3.7. Изотермические сечения при температуре  $t = e_2$  (а) и  $E < t < e_3 < e_2 < e_1$  (б) тройной диаграммы

В сечении (рис. 3.7, а) изображены следующие линии:  $ab$  — след сечения поверхности ликвидуса  $t_1 e'_1 E' e'_3 t_1$  для области кристаллизации компонента  $A$ ;  $bn$ ,  $nd$  — след сечения поверхностей ликвидуса  $t_2 e'_2 E' e'_1 t_2$  и  $t_3 e'_3 E' e'_2 t_3$  для областей кристаллизации соответственно компонентов  $B$  и  $C$ ;  $A$ ,  $b$ ,  $B$  — след сечения конодных поверхностей кристаллизации двойной эвтектики ( $A + B$ ).

Таким образом, в сечении имеется пять областей, из которых одна соответствует однофазному состоянию  $L$ , три двухфазные области, где в равновесии находятся первичные кристаллы компонентов  $A$ ,  $B$  и  $C$  и жидкая фаза  $L$ , и одна трехфазная область конодного треугольника, где в равновесии находятся фазы  $L$ ,  $A$  и  $B$ .

В сечении, полученном при температуре  $E < t < e_3 < e_2 < e_1$  присутствует семь областей (рис. 3.7, б): три трехфазные области, три двухфазные и одна однофазная.

Изотермические сечения позволяют определить химический состав и весовые количества фаз в любом тройном сплаве. Так, например, у сплава  $X_1$ , находящегося в двухфазной области, где в равновесии находятся жидкая фаза  $L$  и кристаллы компонента  $B$  (рис. 3.7, б),



чтобы определить химический состав фаз, соединим фигуративную точку сплава  $X_1$  с вершиной  $B$ , которая соответствует химическому составу фазы  $B$ , и продолжим эту линию до пересечения с линией ликвидуса (полученной от пересечения поверхности ликвидуса  $t_2e'_2E'e'_1t_2$  с секущей плоскостью) в точке  $d$ . Точка  $d$  покажет химический состав жидкой фазы  $L$ . Чтобы определить концентрацию (процентное содержание) компонентов  $A$ ,  $B$  и  $C$  в фазе  $L$ , необходимо воспользоваться одним из методов определения концентраций фаз в тройной системе.

Для определения весового количества фаз в сплаве  $X_1$  используем правило «рычага», которому соответствует формула

$$Q_B = \frac{dX_1}{dB} \cdot 100 \% ; Q_L = \frac{X_1B}{dB} \cdot 100 \% .$$

В трехфазной области сечения (сплав  $X_2$ ), полученной от пересечения секущей плоскостью конодных поверхностей (конодный треугольник), в равновесии находятся жидкая фаза  $L$  и компоненты  $A$  и  $B$ . Химические составы фаз в трехфазной области определяются вершинами конодного треугольника. Для определения весовых количеств фаз соединим вершины конодного треугольника с фигуративной точкой сплава  $X_2$  и продолжим эти линии до пересечения со сторонами конодного треугольника. В результате получим

$$Q_L = \frac{X_2p}{kp} \cdot 100 \% , Q_A = \frac{nX_2}{An} \cdot 100 \% , Q_B = \frac{mX_2}{Bm} \cdot 100 \% .$$

Примером реальной тройной диаграммы эвтектического типа может служить диаграмма состояния системы  $Pb-Cd-Sn$  (рис. 3.8). По такому типу диаграмм кристаллизуются системы  $Pb-Bi-Sn$ ,  $Sn-Cd-Zn$  и др. Более сложная система  $Bi-Pb-Cd-Sn$  представляет собой тяжелый легкоплавкий сплав, изобретенный в 1860 году английским инженером Барнабасом Вудом и названный его именем. Температура плавления сплава Вуда  $68,5^\circ C$ , плотность  $9720 \text{ кг/м}^3$ , его приблизительный химический состав составляет олово 12,5 %; свинец 25 %; висмут 50 %; кадмий 12,5 %.

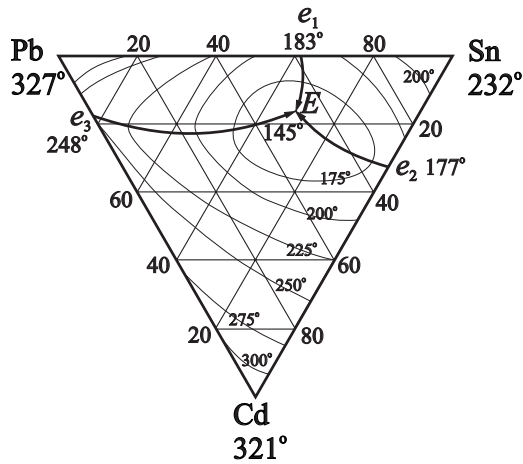


Рис. 3.8. Реальная тройная система Pb–Cd–Sn с изотермическими сечениями при различных значениях температур\* [5]

Рассмотрим формирование структур сплавов системы Pb–Bi–Sn, фигуративные точки которых расположены на концентрационном треугольнике (рис. 3.9).

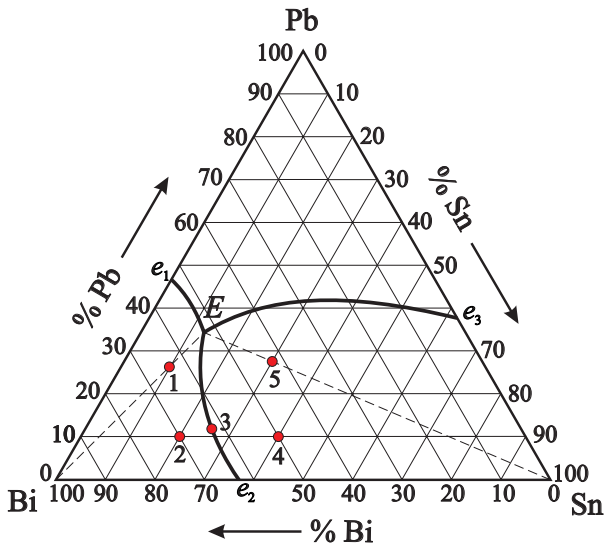


Рис. 3.9. Реальная тройная система Pb–Bi–Sn

\* Рядом с символом элемента указана его температура плавления.

Фигуративная точка сплава 1 расположена на коноде, которая соединяет вершину, соответствующую чистому  $\text{Bi}$ , с точкой тройной эвтектики  $E$ , следовательно, линия сплава не пересекает конодные поверхности и в структуре будет отсутствовать двойная эвтектика. Процесс кристаллизации в данном сплаве начинается с выделений первичных кристаллов  $\text{Bi}$  и заканчивается образованием тройной эвтектики, состоящей из смеси кристаллов  $(\text{Pb} + \text{Bi} + \text{Sn})$ . Таким образом, структура сплава 1 содержит первичные кристаллы  $\text{Bi}$  и тройную эвтектику  $(\text{Pb} + \text{Bi} + \text{Sn})$  (рис. 3.10, *а*).

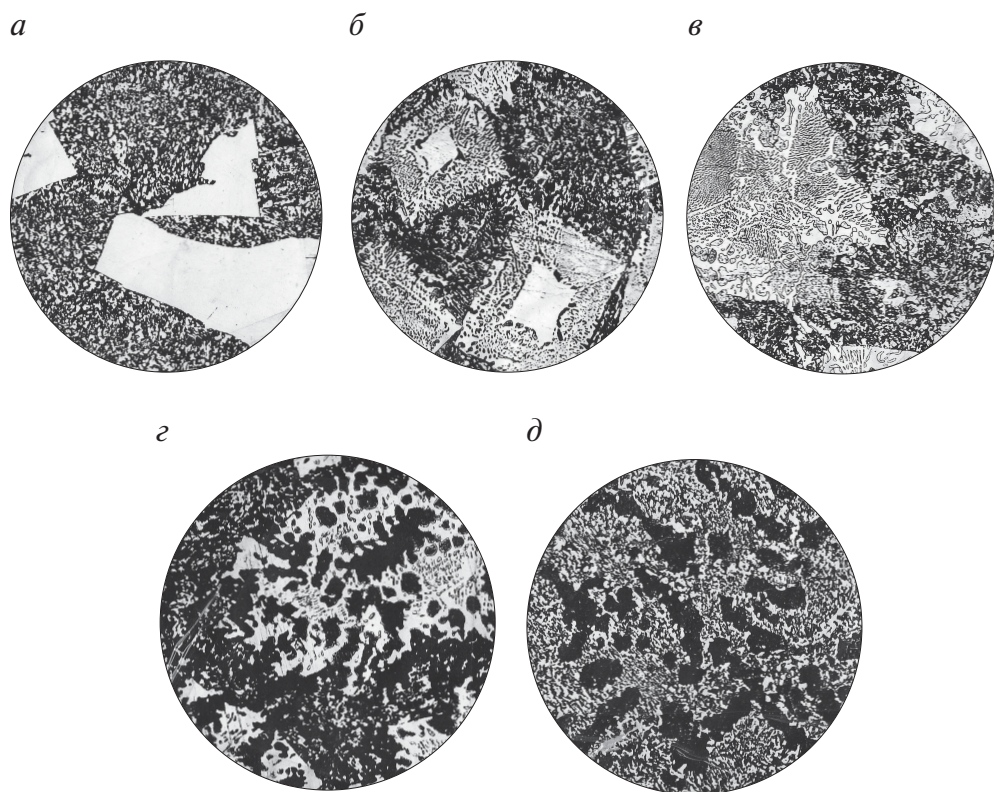


Рис. 3.10. Структура сплавов системы  $\text{Pb}-\text{Cd}-\text{Sn}$ ,  
фигуративные точки которых расположены на концентрационном треугольнике  
(см. рис. 3.9):

*а* — сплав 1; *б* — сплав 2; *в* — сплав 3; *г* — сплав 4; *д* — сплав 5

Сплав состава, определяемого фигуративной точкой 2, также кристаллизуется сначала путем выделения кристаллов  $Bi$ , затем при достижении химическим составом жидкой фазы точки, лежащей на линии двойной эвтектики  $Ee_2$ , выделяются кристаллы двойной эвтектики, состоящей из смеси  $(Bi + Sn)$ . Наконец, когда жидкая фаза принимает состав точки тройной эвтектики  $E$ , происходит образование тройной эвтектики  $(Pb + Bi + Sn)$ . Конечная структура сплава 2, таким образом, состоит из кристаллов  $Bi$ , двойной эвтектики  $(Bi + Sn)$  и тройной эвтектики  $(Pb + Bi + Sn)$  (рис. 3.10, б).

Поскольку фигуративная точка сплава 3 расположена на линии двойной эвтектики  $Ee_2$ , в структуре данного сплава отсутствуют кристаллы чистых компонентов. В нем непосредственно из жидкой фазы выделяются кристаллы двойной эвтектики  $(Bi + Sn)$ , а затем кристаллы тройной эвтектики  $(Pb + Bi + Sn)$ . В структуре сплава 3 присутствуют две структурные составляющие: двойная  $(Bi + Sn)$  и тройная эвтектики  $(Pb + Bi + Sn)$  (рис. 3.10, в).

Структуры сплавов 4 и 5 формируются подобным сплавам 1 и 2 образом. В структурах сплавов 4 и 5 первичными являются кристаллы  $Sn$ . Следовательно, структура сплава 4 состоит из первичных кристаллов  $Sn$  и тройной эвтектики  $(Pb + Bi + Sn)$  (рис. 3.10, г), а в структуре сплава 5 содержатся кристаллы  $Sn$ , двойной эвтектики  $(Bi + Sn)$  и тройной эвтектики  $(Pb + Bi + Sn)$  (рис. 3.10, д).

### 3.2. Диаграмма с наличием химического соединения

---

#### 3.2.1. Диаграмма с химическим соединением в одной из пар компонентов

Разновидностью диаграмм с отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии и эвтектическим превращением являются диаграммы с двойным и тройным химическим соединением. Пример такой диаграммы представлен на рис. 3.11. Как видно из диаграммы, двойная система  $AmBn$  — компонент  $C$  делит данную призму на две трехгранные призмы, которые соответствуют двум тройным системам  $A-C-AmBn$  и  $B-C-AmBn$ . При этом в каждой из этих тройных систем осуществляются превращения, подобные превращениям, рассмотрен-

ным в диаграмме с отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии и с эвтектическим превращением во всех трех парах.

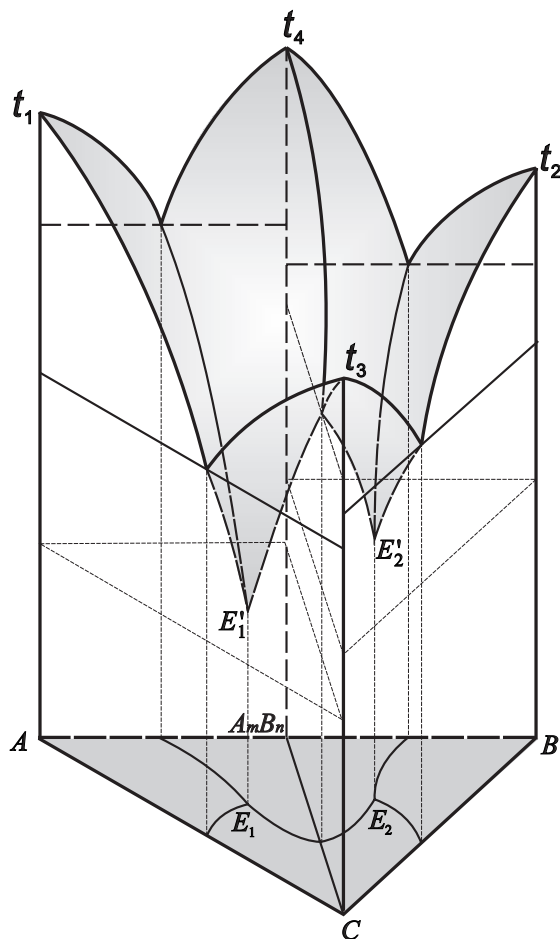


Рис. 3.11. Тройная диаграмма с наличием двойного устойчивого химического соединения  $AmBn$

Концентрационный треугольник для диаграммы с двойным химическим соединением (рис. 3.12) разбивается на два  $A AmBn C$  и  $AmBn B C$  (рис. 3.12,  $a$ ), каждый из которых представляет обычную тройную систему с эвтектическим превращением, при этом химическое соединение играет роль компонента.

Рассмотрим подробнее диаграмму с двойным химическим соединением, проекция которой показана на рис. 3.13,  $a$ . Фазовые изменения,

происходящие в сплаве состава  $X$ , заключаются в следующем. Первыми будут выделяться кристаллы химического соединения  $AmBn$ . Состав жидкой фазы при их образовании изменяется по поверхности ликвидуса  $t_4e_2E_2e_5t_4$  от точки  $X$  (в проекции) по направлению стрелки до линии двойной эвтектики  $e_5E_2$ . В точке  $a$  (лежащей на линии двойной эвтектики  $e_5E_2$ ) начнется выделение двойной эвтектики, состоящей из кристаллов химического соединения  $A_mB_n$  и компонента  $C$  [2, 3].

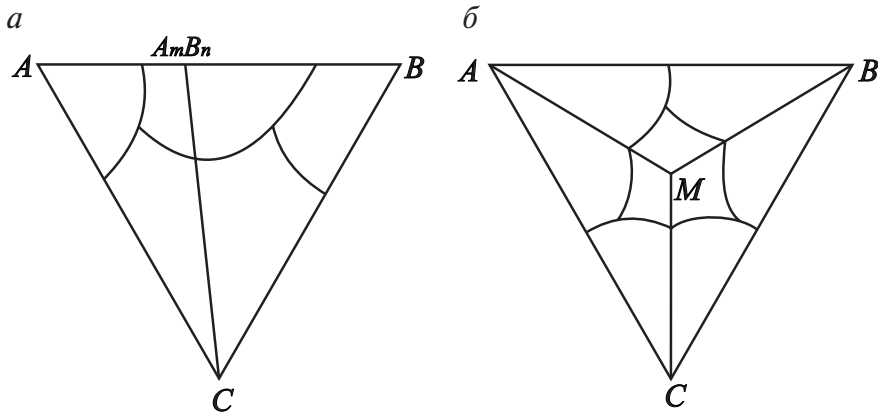


Рис. 3.12. Концентрационные треугольники диаграмм с двойным (а) и тройным (б) химическим соединением

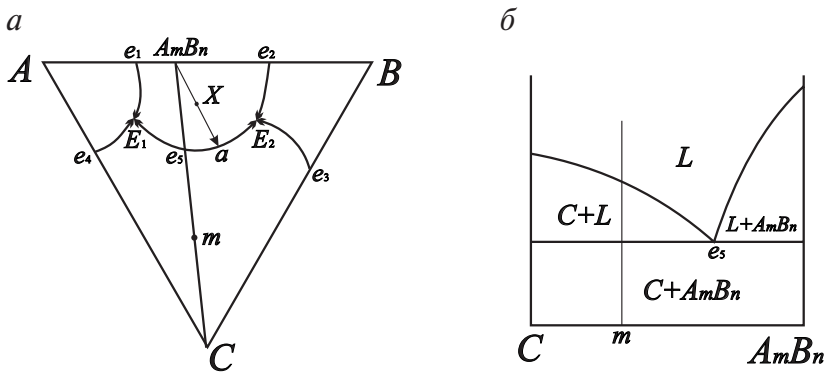


Рис. 3.13. Концентрационный треугольник (а) и разрез (б) диаграммы с устойчивым химическим соединением  $A_mB_n$  в двойной системе  $A-B$

Состав жидкой фазы, изменяясь по линии  $e_5E_2$  от точки  $a$  к точке  $E_2$  (показано стрелкой), к концу выделения двойной эвтектики принимает состав точки  $E_2$ . С этого момента начнется кристаллизация тройной



эвтектики ( $A_mB_n + B + C$ ). Такое превращение будет происходить при постоянной температуре, соответствующей плоскости тройной эвтектики. Конечная структура сплава: первичные кристаллы химического соединения  $A_mB_n$ ; двойная эвтектика ( $A_mB_n + C$ ) и тройная эвтектика ( $A_mB_n + B + C$ ). Аналогичные превращения происходят и во второй части тройной системы. Таким образом, рассмотрение фазовых превращений этой системы не вносит ничего нового по сравнению с рассмотренной выше диаграммой.

Исключение составляют сплавы, составы которых находятся на прямой  $AmBn-C$ . Двойная система из  $AmBn-C$  представляет собой квазибинарный разрез диаграммы, т. к. все сплавы, лежащие на этой линии, несмотря на трехкомпонентный состав, кристаллизуются как двойные (рис. 3.13, б).

Сплав, состав которого определяется фигуративной точкой  $m$  (рис. 3.13, б), начинает кристаллизоваться с выделением первичных кристаллов компонента  $C$ , при этом химический состав жидкой фазы изменяется от точки  $m$  к точке  $e_5$  (рис. 3.13, а). Когда химический состав жидкой фазы соответствует точке  $e_5$ , происходит образование двойной эвтектики, состоящей из смеси кристаллов ( $A_mB_n + C$ ), которая выделяется при постоянной температуре. Кристаллизацией двойной эвтектики заканчиваются фазовые превращения в данном сплаве.

В качестве примера построим изотермический и политермический разрезы. Горизонтальный разрез плоскостью, проходящий при температуре, соответствующей положению ниже точек  $e_1, e_2, e_5$ , но выше точек  $e_3$  и  $e_4$ , приведен на рис. 3.14, а. В сечении получены две однофазные области жидкого расплава  $L$ , шесть двухфазных областей и четыре трехфазные.

Вертикальный разрез на плоскость  $Am$  приведен на рис. 3.14, б. Отметим точки 2, 3 и 5, лежащие в плоскостях тройной эвтектики. Точки 1 и 4 являются точками пересечения вертикальной секущей плоскости с линиями двойной эвтектики (рис. 3.14, б).

Примером диаграмм с устойчивым химическим соединением в одной из пар может служить система  $Pb-Sb-Cd$  (рис. 3.15), в которой образуется химическое соединение  $SbCd$ , плавящееся при температуре  $458^\circ\text{C}$ . Диаграмму можно разбить на две тройные системы, компоненты которой нерастворимы друг в друге в твердом состоянии.

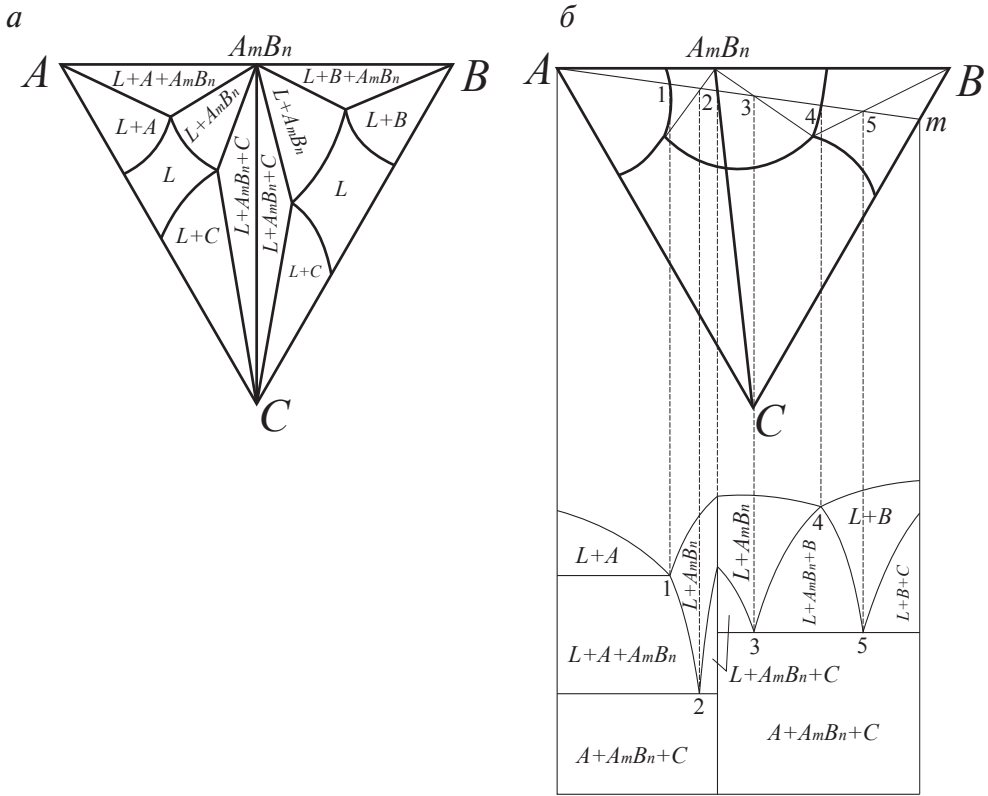


Рис. 3.14. Изотермический разрез диаграммы плоскостью, проходящей ниже точек  $e_1$ ,  $e_2$ ,  $e_5$ , но выше точек  $e_3$  и  $e_4$  (а), и политермический разрез с проекцией на концентрационный треугольник  $Am$  (б)

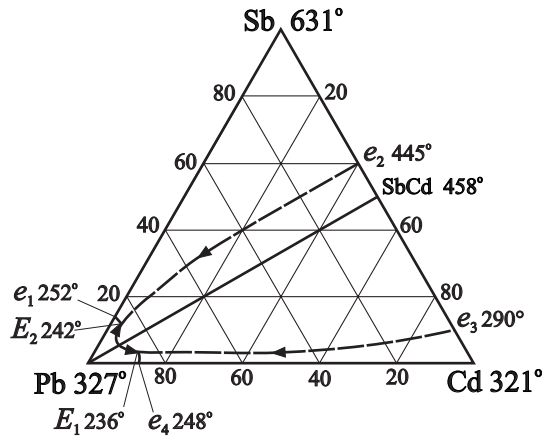


Рис. 3.15. Диаграмма состояния системы  $Pb-Sb-Cd$  [5]

### 3.2.2. Диаграмма с двумя химическими соединениями

Если в тройных диаграммах имеется не одно двойное химическое соединение, а два или более, то при делении концентрационного треугольника возникает неопределенность. Например, на рис. 3.16 в тройной диаграмме  $A-B-C$  находятся два химических соединения составов  $M$  и  $N$ . В этом случае концентрационный треугольник должен быть разбит на три треугольника. Одной из линий деления является линия  $MN$ , единственно возможная. Оставшаяся часть треугольника может быть разделена на два треугольника двумя способами — проведением линии либо  $AN$ , либо  $BM$ . Для определения истинности построения концентрационного треугольника Н. С. Курнаковым был предложен метод, названный **методом сингулярной триангуляции**, суть которого заключалась в следующем [3].

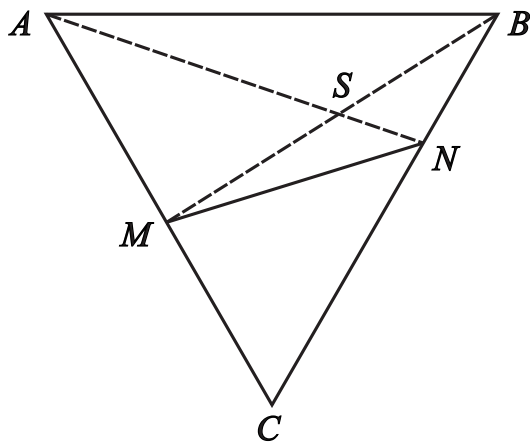


Рис. 3.16. Метод сингулярной триангуляции

Выплавляется и исследуется сплав состава точки  $S$ , полученный при пересечении линий  $AN$  и  $BM$ . Если в сплаве присутствует двойное химическое соединение  $M$  и компонент  $B$ , то истинной является линия  $BM$ ; если в сплаве присутствует двойное химическое соединение  $N$  и компонент  $A$ , то истинной является линия  $AN$ .

### 3.2.3. Диаграмма с тройным химическим соединением

Разновидностью диаграмм с отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии и эвтектическим превращением является диаграмма с тройным химическим соединением ( $A_mB_nC_o$ ), в котором устойчивое соединение образуется между всеми тремя компонентами.

Диаграмма состояния подобного типа показана в проекции на концентрационный треугольник (рис. 3.17). Диаграмма по линиям, исходящим из состава химического соединения и идущим к углам компонентов  $A$ ,  $B$  и  $C$ , делится на три тройные системы простейшего типа с указанными на них линиями двойных эвтектик и тройными эвтектическими точками [3].

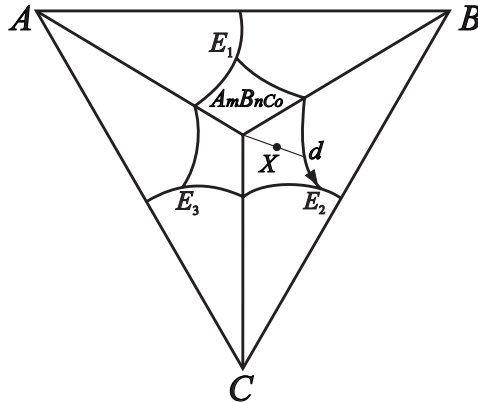


Рис. 3.17. Тройная система с тройным химическим соединением ( $A_mB_nC_o$ )

В качестве примера хода кристаллизации рассмотрим сплав состава точки  $X$ . Первичными кристаллами будет химическое соединение  $A_mB_nC_o$ . Выделение кристаллов соединения вызывает изменение состава жидкой фазы от точки  $X$  до точки  $d$ . В точке  $d$ , лежащей на линии двойной эвтектики, начинается образование двойной эвтектики и продолжается при снижающейся температуре с изменением состава жидкой фазы от точки  $d$  к точке  $E_2$ . Жидкая фаза состава точки  $E_2$  при постоянной температуре превращается в тройную эвтектику, состоящую из кристаллов ( $A_mB_nC_o + B + C$ ). Это превращение можно записать так:



### 3.3. Диаграмма с полной взаимной растворимостью компонентов в твердом состоянии в трех парах

Тройная система рассматриваемого случая изображена на рис. 3.18. Поверхность ликвидуса является как бы «крышей» системы, «потолком» же ее будет поверхность солидуса.

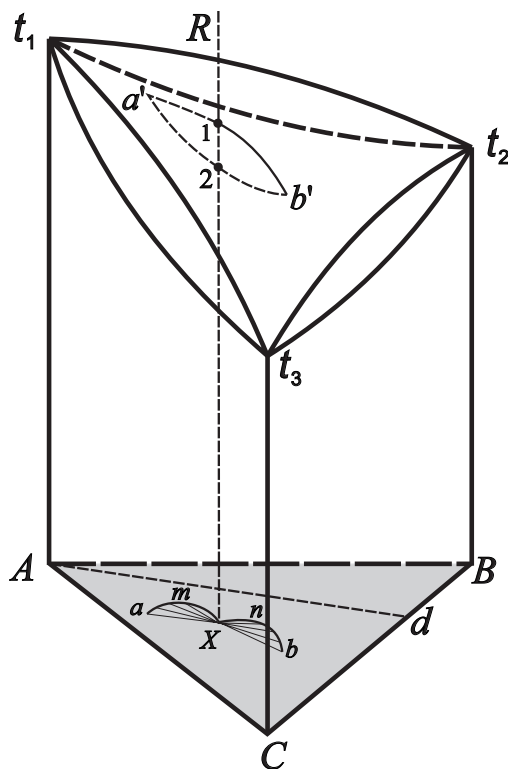


Рис. 3.18. Диаграмма с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии в трех парах

Разберем процесс фазового перехода в твердое состояние сплава состава точки  $X$ . В точке  $R$  сплав находится в однофазном жидком состоянии в форме тройного раствора-расплава. Кристаллизация сплава начинается несколько ниже точки 1 путем образования кристаллов тройного твердого раствора. Примем состав кристаллов, выделяющихся первыми, соответствующим точке  $a'$ . Ниже точки 1 состав жидкой

фазы будет изменяться по поверхности ликвидуса по линии  $1b'$ . Однако следует иметь в виду, что с составами фаз при образовании кристаллов твердого раствора дело обстоит сложнее. Состав кристаллов и жидкого раствора в тот или иной момент кристаллизации можно определить, зная состав жидкости или состав кристаллов, и на этой основе установить состав второй равновесной фазы. Зная состав одной фазы и проведя через выбранный состав сплава и известный состав фазы коноду, определим в точке пересечения коноды с поверхностью ликвидуса или солидуса состав другой фазы. Сразу же это сделать при той или иной температуре не представляется возможным, т. к. через данную точку состава сплава можно провести множество конод. При установленном составе кристаллов и жидкой фазы на первых порах кристаллизации в дальнейшем процессе превращения состав кристаллов тройного твердого раствора изменяется по линии  $a'2$ , лежащей на поверхности солидуса, в то время как жидкого — по линии  $1b'$  от точки 1 к точке  $b'$  по поверхности ликвидуса. Следовательно, во время образования кристаллов тройного твердого раствора протекает диффузионный процесс как в твердой, так и в жидкой фазе в направлении установления межфазного равновесия. Этот диффузионный процесс сложнее, чем в двойных сплавах, образующих кристаллы твердого раствора, т. к. твердый раствор состоит из трех компонентов. В условиях «равновесного» хода кристаллизации каждой температуре будет соответствовать своя конода, соединяющая две равновесные фазы (жидкая и твердая).

В результате очень медленного охлаждения конечный состав кристаллов твердого раствора должен соответствовать точке  $X$ .

Следует особо заметить, что во время кристаллизации конода, перемещаясь, не будет оставаться в одной плоскости, а станет испытывать вращательное движение вокруг оси, являющейся линией фигуративных точек системы. При этом один конец коноды, указывающий состав твердого раствора, будет описывать в проекции кривую  $amX$ , а другой — кривую  $Xnb$  (см. рис. 3.18). Вращение коноды в соответствии с правилом Коновалова будет происходить по часовой стрелке, если компонент  $C$  имеет самую низкую температуру плавления, и против часовой стрелки, если этим свойством будет обладать компонент  $B$ .

Таким образом, начальное положение коноды в проекции определяется линией  $aX$ , а конечное — линией  $Xb$ . Любой сплав в процессе кристаллизации превращается в тройной твердый раствор взятого состава.

Политермическое сечение по линии  $Ad$  (рис. 3.19,  $a$ ) простое и не требует пояснений.

Изотермический разрез приведен на рис. 3.19,  $b$ . Разрез проходит при значении температуры выше значения температуры точки  $t_2$  и ниже точки  $t_1$  (см. рис. 3.18). Двухфазная область, состоящая из кристаллов  $\alpha$  (тройной твердый раствор) и жидкой фазы  $L$ , граничит с двумя однофазными областями  $\alpha$  и  $L$ .

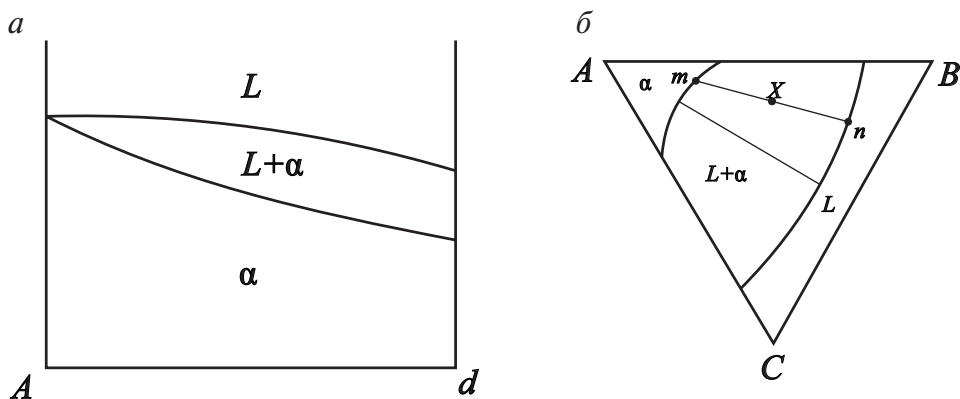


Рис. 3.19. Вертикальный ( $a$ ) и горизонтальный ( $b$ ) разрезы диаграммы, изображенной на рис. 3.18

Линии в двухфазной области указывают на примерный ход конод, соединяющих равновесные фазы при различном составе сплавов. Если состав сплава лежит на той или иной коноде, то это дает возможность ориентировочно определить составы фаз и их количество [2, 3]. Например, в сплаве состава точки  $x$  при температуре разреза в равновесии находятся две фазы: жидкая фаза  $L$  состава точки  $n$  и тройной твердый раствор  $\alpha$  состава точки  $m$ . Относительные количества фаз определяются с помощью правила рычага:

$$Q_{\alpha_m} = \frac{Xn}{mn} \cdot 100 \% ; Q_{L_n} = \frac{mX}{mn} \cdot 100 \%$$

Примером диаграммы рассмотренного типа может служить система  $\text{Au-Pd-Ni}$  (рис. 3.20). В этой системе после кристаллизации образуется непрерывный ряд твердых растворов. В сплавах, содержащих менее 20 % Pd, твердый раствор распадается и образуется механическая смесь твердых растворов на основе золота и никеля.

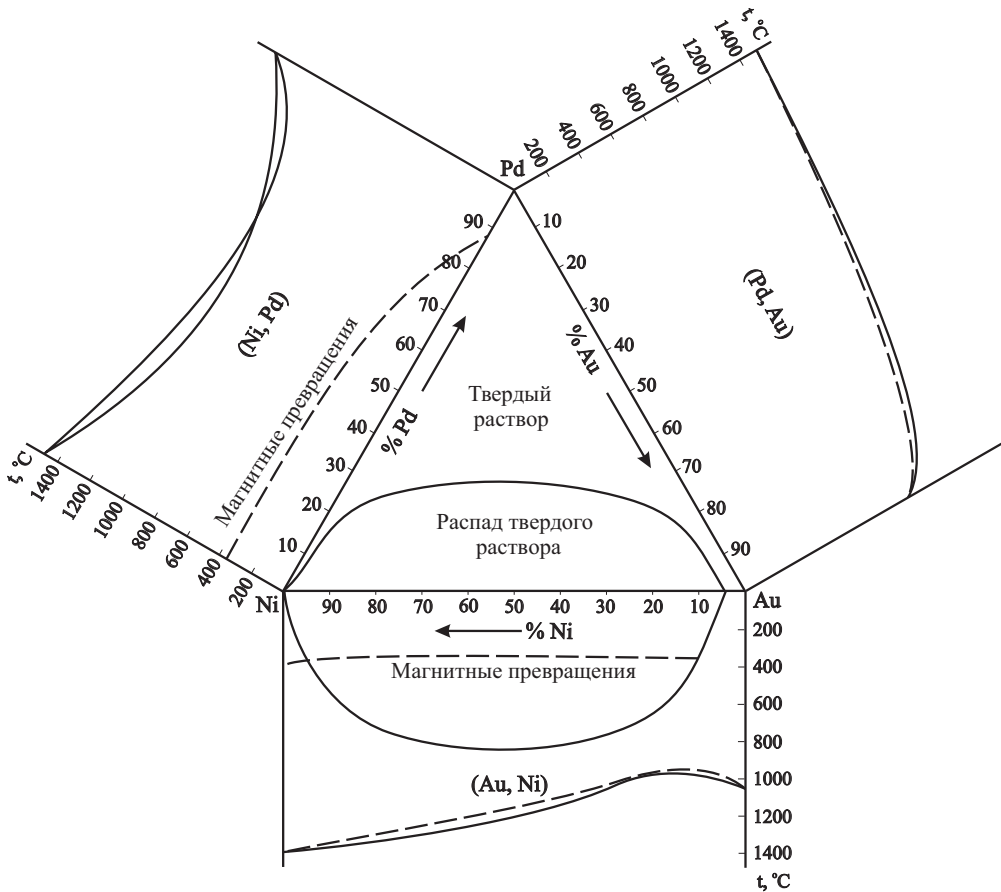


Рис. 3.20. Система Au–Pd–Ni: диаграммы двойных систем и распределение фазовых областей при комнатной температуре [6]

#### 3.4. Диаграмма с эвтектическим превращением, ограниченной растворимостью компонентов в двух парах и неограниченной растворимостью в третьей паре

Пространственная диаграмма системы приведена на рис. 3.21. Как видно из диаграммы, две пары компонентов  $A-B$  и  $A-C$  обладают ограниченной растворимостью друг в друге, а пара  $B-C$  образует ряд непрерывных твердых растворов, поскольку обладает неограниченной



растворимостью. В результате чего на диаграмме существуют области двух тройных твердых растворов с ограниченной растворимостью: область тройного  $\alpha$ -твердого раствора компонентов  $B$  и  $C$  в кристаллической решетке компонента  $A$  и  $\beta$ -твердого раствора на основе компонентов  $B$  и  $C$ .

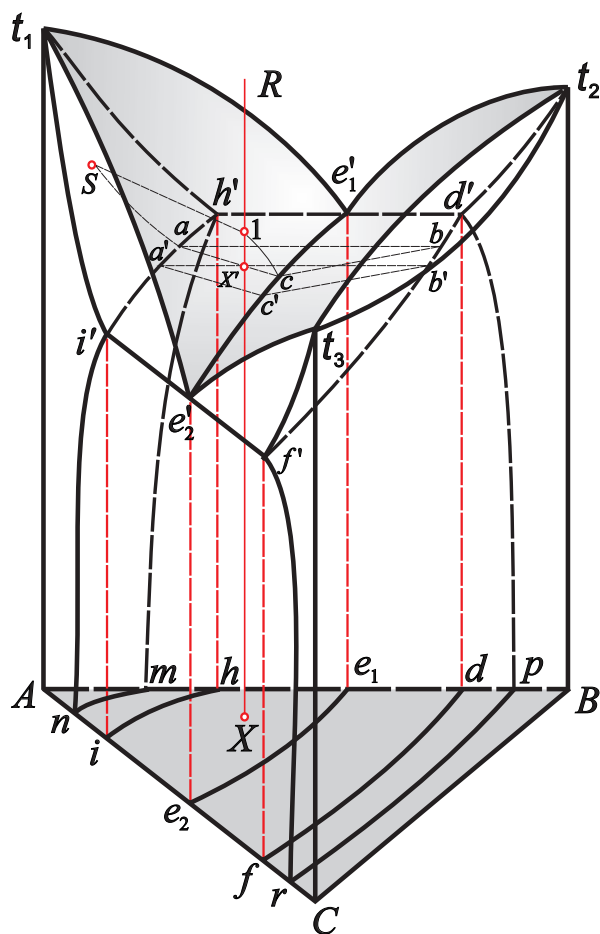


Рис. 3.21. Диаграмма с эвтектическим превращением, ограниченной растворимостью  $f'd'pr$  в твердом состоянии в двух парах и неограниченной — в третьей

Сверху диаграмма ограничена двумя поверхностями ликвидуса  $t_1e'_1e'_2$  и  $t_2t_3e'_1e'_2$ , которые пересекаются по линии  $e'_1e'_2$ , являющейся линией двойной эвтектики.

Поверхность ликвидуса  $t_1e'_1e'_2$  является геометрическим местом точек температур начала кристаллизации  $\alpha$ -твердого раствора, а поверхность ликвидуса  $t_2t_3e'_1e'_2$  —  $\beta$ -твердого раствора соответственно. Диаграмма имеет также две поверхности ограниченной растворимости  $i'h'mn$  и  $f'd'pr$  (поверхности сольвуса). Поверхность сольвуса  $i'h'mn$  определяет предельную растворимость компонентов в  $\alpha$ -фазе, поверхность сольвуса  $f'd'pr$  — в  $\beta$ -фазе. Три конодные поверхности  $ihe'_1e'_2$ ,  $e'_1e'_2f'd'$  и  $i'h'd'f'$  ограничивают область, где в равновесии находятся три фазы (жидкая,  $\alpha$  и  $\beta$ ) и протекает эвтектическое превращение. Конодная поверхность  $i'h'd'f'$  одновременно является также и поверхностью солидуса. Кроме указанной поверхности солидуса, имеются еще две —  $t_1h'i'$  и  $t_2t_3f'd'$ . Поверхность солидуса  $t_1h'i'$  — это геометрическое место точек температур конца кристаллизации  $\alpha$ -твердого раствора,  $t_2t_3f'd'$  —  $\beta$ -твердого раствора.

Диаграмма имеет три однофазные области: область жидкого расплава и две области ограниченных твердых растворов  $\alpha$  и  $\beta$ ; три двухфазные области ( $L + \alpha$ ,  $L + \beta$  и  $\alpha + \beta$ ) и одну трехфазную ( $L + \alpha + \beta$ ), ограниченную тремя конодными поверхностями.

Рассмотрим фазовые превращения в сплаве  $X$ , нагретого до точки  $R$ . При температуре  $t_R$  (в точке  $R$ ) сплав находится в однофазном состоянии в виде жидкого расплава. При охлаждении сплава до температуры  $t_1$  (в точке 1), лежащей на поверхности ликвидуса  $t_1e'_1e'_2$ , а точнее, чуть ниже нее, начинается кристаллизация тройного твердого раствора  $\alpha$ , состав которого лежит в некоторой точке  $S$  на поверхности солидуса  $t_1h'i'$ . При дальнейшем охлаждении в двухфазной области от точки 1, лежащей на поверхности ликвидуса  $t_1e'_1e'_2$ , до точки  $X'$ , лежащей на верхней конодной поверхности  $ihe'_1e'_2$ , идет процесс кристаллизации  $\alpha$ -твердого раствора. При этом составы обеих фаз изменяются по соответствующим кривым: состав жидкого расплава — по кривой 1с, проходящей по поверхности ликвидуса  $t_1e'_1e'_2$ , а состав  $\alpha$ -твердого раствора — по кривой  $Sa$ , проходящей по поверхности солидуса  $t_1h'i'$ . Когда линия фигуративных точек данного сплава пересечет конодную поверхность  $ihe'_1e'_2$  в точке  $X'$ , состав жидкой фазы будет соответствовать точке  $c$ , а состав твердого раствора  $\alpha$  — точке  $a$ . Это означает, что в сплаве начинается эвтектическое превращение  $L \rightarrow \alpha + \beta$ . В тройном сплаве, как было сказано выше, образование двойной эвтектики идет при переменной температуре и составе фаз (число степеней

свободы  $c = 1$ ). Образуется конодный треугольник, вершины которого соответствуют составам фаз, участвующих в эвтектическом превращении. На рис. 3.22 показано перемещение конодного треугольника в процессе кристаллизации двойной эвтектики.

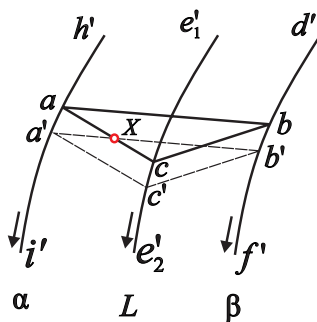


Рис. 3.22. Перемещение конодного треугольника при кристаллизации двойной эвтектики

В начальном положении конодного треугольника  $abc$  точка  $a$  отвечает составу  $\alpha$ -твердого раствора,  $c$  — составу жидкого расплава,  $b$  — составу  $\beta$ -твердого раствора. При этом состав сплава  $X$  лежит на стороне  $ac$ , соединяющей составы  $\alpha$ -твердого раствора и жидкого расплава. По мере развития эвтектического превращения конодный треугольник перемещается вниз по линиям  $h'i'$ ,  $e'e_2$ ,  $d'f'$  до тех пор, пока состав сплава  $X$  не окажется на стороне, соединяющей составы  $\alpha$ - и  $\beta$ -твердых растворов. Конечному положению конодного треугольника отвечает исчезновение жидкой фазы, т.е. завершение эвтектического превращения. Таким образом, при кристаллизации двойной эвтектики  $L \rightarrow \alpha + \beta$  химические составы всех фаз меняются:  $\alpha$ -твердого раствора — от точки  $a$  до точки  $a'$ , жидкого расплава — от точки  $c$  до точки  $c'$  и  $\beta$ -твердого раствора — от точки  $b$  до точки  $b'$ . Далее протекает процесс охлаждения сплава  $X$  с некоторыми изменениями химического состава  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз. Растворимость компонентов в  $\alpha$ - и  $\beta$ -твердых растворах уменьшается, следовательно, выделяются вторичные кристаллы  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз. Химический состав фаз при этом изменяется по линиям, лежащим на поверхностях сольвуса ( $\alpha$ -фазы по линии на поверхности сольвуса  $i'h'mn$ , а  $\beta$ -фазы —  $f'd'pr$ ).

После окончания всех фазовых превращений фазовыми составляющими сплава  $X$  будут  $\alpha$ - и  $\beta$ -твердые растворы, а структура сплава

состоит из избыточных кристаллов  $\alpha$  и двойной эвтектики ( $\alpha + \beta$ ). Количество структурных составляющих можно определить из начального положения конодного треугольника. Количество избыточных кристаллов  $\alpha$  в процентах определяется как отношение отрезков  $Q_\alpha = \frac{Xc}{ac} \cdot 100 \%$ , а количество двойной эвтектики ( $\alpha + \beta$ ) равно количеству жидкого расплава, т. е. отношению  $Q_{(\alpha+\beta)} = \frac{aX}{ac} \cdot 100 \%$  [1–3].

На рис. 3.23 в качестве примера приведен политермический разрез по линии  $Ab$ , а также изотермический разрез через трехфазную область. Область трехфазного равновесия, в которой протекает кристаллизация двойной эвтектики, на вертикальном разрезе представляет собой криволинейный треугольник, обращенный вершиной вверх.

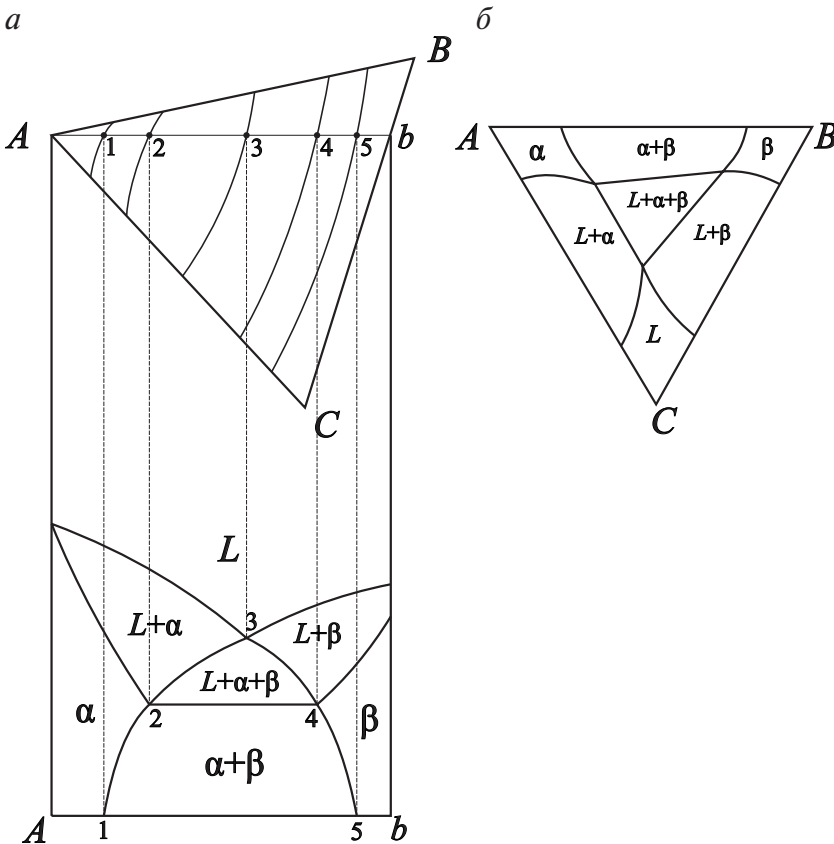


Рис. 3.23. Вертикальный (а) и горизонтальный (б) разрезы диаграммы, изображенной на рис. 3.21

При необходимости по горизонтальному, изотермическому, разрезу мы можем определить химические составы и количества фаз в любом из сплавов известными нам способами.

### 3.5. Диаграмма с эвтектическим превращением, ограниченной растворимостью компонентов в одной паре и неограниченной растворимостью в двух других

Полная диаграмма изображена на рис. 3.24, *а*. Поверхность ликвидуса  $t_1 t_2 t_3 t_1$  состоит из двух частей и имеет перегиб по линии двойной эвтектики  $E'K'$ . В точке  $K'$  перегиб исчезает и плавно переходит в гладкую поверхность ликвидуса. Поверхности ликвидуса и солидуса проходят через соответствующие линии ликвидуса и солидуса двойных систем.

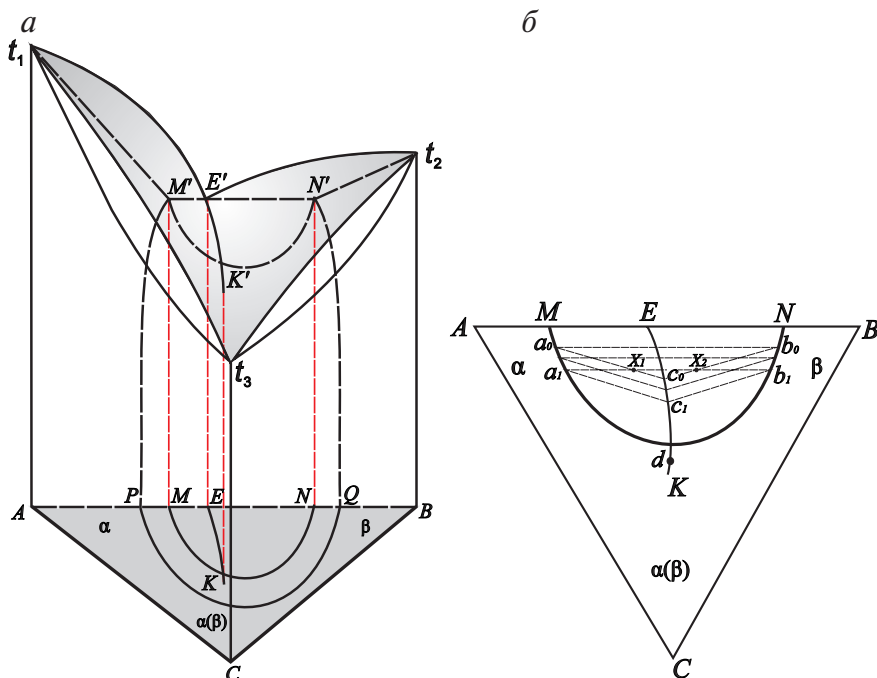


Рис. 3.24. Диаграмма (*а*) с ограниченной растворимостью, эвтектическим превращением в одной паре и неограниченной растворимостью в двух других и ее проекция на концентрационный треугольник (*б*)

Границей однофазного солидуса (ниже находится одна твердая фаза), который плавно переходит в двухфазный солидус (ниже находятся две твердые фазы), является кривая  $M'K'N'$  полукруглой формы. В результате неограниченной растворимости компонентов  $A$  и  $B$  в  $C$  (в двойных системах) границы растворимости компонентов  $B$  в  $A$  и  $A$  в  $B$  при введении компонента  $C$  расширяются, переходя в однородный тройной твердый раствор.

Фазовые превращения в сплавах, лежащих внутри области, которая ограничена линией  $M'K'N'$ , аналогичны рассмотренным в предыдущей системе. Сплавы, лежащие вне указанной области, претерпевают превращения, подобные превращениям в системе с неограниченной растворимостью во всех трех парах компонентов.

Различие процессов превращения в сплавах  $X_1$  и  $X_2$  заключается в том, что первичными будут не  $\alpha$ -, а  $\beta$ -кристаллы твердого раствора, после чего образуется двойная эвтектика ( $\alpha + \beta$ ) (рис. 3.24, б). В сплаве  $d$  сначала будет кристаллизоваться эвтектика ( $\alpha + \beta$ ) при переменной температуре, составы кристаллов  $\alpha$  и  $\beta$ , изменяясь по дугообразной кривой предельной растворимости, постепенно сближаются. При совпадении их составов из жидкой фазы выделяется одна твердая фаза  $\alpha(\beta)$ . Это указывает на то, что два твердых раствора  $\alpha$  и  $\beta$  становятся неразличимы, т. к. один непрерывным путем переходит в другой, что обеспечивается изоморфностью кристаллических решеток твердых растворов [1–3].

В сплавах, фигуративные точки которых расположены в области, ограниченной точками  $nqKemtrun$ , процессы фазовых превращений имеют ряд особенностей (рис. 3.25) [3]. Сплав, состав которого определяется фигуративной точкой  $y$ , начинает кристаллизоваться с образованием первичных кристаллов  $\beta$ -фазы, химический состав которой соответствует точке  $s$ , лежащей на поверхности солидуса. С понижением температуры химический состав  $\beta$ -твердого раствора изменяется по линии  $sm$ , а состав жидкой фазы  $L$  — по линии  $yd$ , при этом конода, которая соединяет составы жидкой и  $\beta$ -фаз, переходит из положения  $su$  в положение  $md$ .

Из жидкой фазы состава точки  $d$ , лежащей на линии двойной эвтектики, начинает кристаллизоваться двойная эвтектика, состоящая из  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз составов  $n$  и  $m$ , т. е. образуется конодный треугольник  $ndm$ . Конодный треугольник перемещается вниз, изменяясь по форме и размерам.

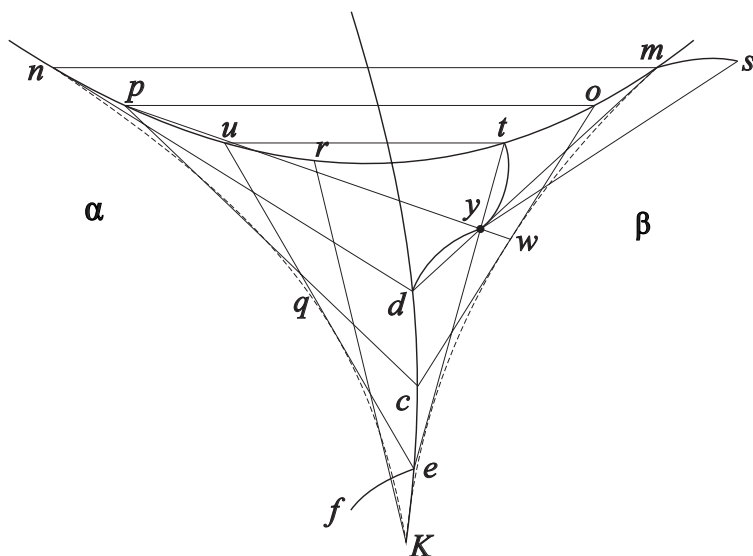


Рис. 3.25. Кривые равновесия в области образования двойной эвтектики

Количество тройного  $\alpha$ -твердого раствора, который входит в состав двойной эвтектики, сначала увеличивается, а затем убывает. Если рассматривать конодный треугольник  $pos$ , то объемная доля  $\alpha$ -фазы равна соотношению  $Q_\alpha = \frac{yw}{pw} \cdot 100\%$ .

Если конода занимает положение  $te$ , то количество  $\alpha$ -твердого раствора равно нулю. Следовательно, наступает процесс затвердевания первичных кристаллов  $\beta$ -твердого раствора до полного исчезновения жидкой фазы [3]. Состав жидкой фазы при этом изменяется по линии  $ef$ , а  $\beta$ -фазы — по линии  $tu$ .

На рис. 3.26 показаны политермические сечения по линиям  $mn$  и  $Cb$ . Первое из них (рис. 3.26, *a*) напоминает аналогичную картину сечения, рассмотренного на предыдущей диаграмме тройной системы: здесь также имеются три однофазные, три двухфазные и одна трехфазная области. Последняя образовалась в результате пересечения секущей плоскости с конодным пространством состояния.

Рассмотрим фазовые превращения в сплаве состава точки  $X$ , расположенного в сечении  $mn$ . Кристаллизация начнется с выделения первичных кристаллов  $\alpha$ -фазы. Это выделение продолжается в интервале температур  $t_1 - t_2$  (от точки 1 до точки 2). При этом химический состав

жидкой фазы  $L$  изменяется по линии, лежащей на поверхности ликвидуса  $t_1 t_2 t_3 t_1$ , а химический состав  $\alpha$ -твердого раствора — по линии на поверхности солидуса  $t_1 M' N' t_2 t_3 t_1$  (см. рис. 3.24, а).

При значении температуры, равной значению температуры точки 2, наступает новое превращение — образование двойной эвтектики. Кристаллизация эвтектики протекает в интервале температур (при числе степеней свободы  $C = 1$ ) между температурами  $t_2 - t_3$  (точки 2 и 3). Химический состав жидкой фазы при кристаллизации двойной эвтектики изменяется по линии  $e' K'$ ,  $\alpha$ -фазы — по линии  $M' K'$ , а  $\beta$ -фазы по линии  $N' K'$ . После выделения эвтектики сплав закристаллизуется полностью, и при дальнейшем охлаждении в интервале температур  $t_3 - t_4$  будет наблюдаться изменение составов твердых растворов  $\alpha$  и  $\beta$  по линиям, лежащим на поверхности сольвуса  $M' N' P Q$ , по причине взаимной диффузии компонентов в этих твердых растворах в соответствии с положением поверхностей предельной растворимости.

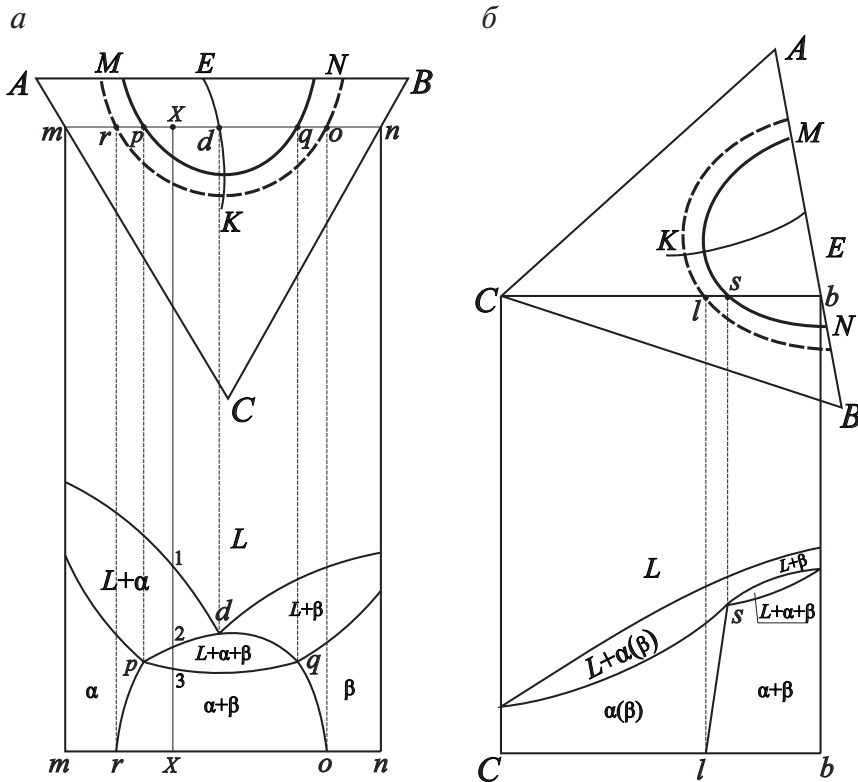


Рис. 3.26. Политермические сечения по линиям  $mn$  (а)  $Cb$  (б)



Пользуясь случаем, еще раз напомним, что вертикальное сечение нельзя рассматривать как двойную систему, и поэтому линии  $pr$  и  $qo$  не являются линиями равновесного насыщения, а представляют собой линии пересечения поверхностей предельной растворимости с секущей плоскостью.

Политермическое сечение по линии  $Cb$  показано на рис. 3.26, б. Сечение проходит через конодное пространство, поэтому на разрезе находится трехфазная область  $\alpha + \beta + L$ . Границами этой области служат кривые пересечения секущей плоскости с двумя конодными поверхностями. Выше трехфазного состояния находится двухфазная область, в которой равновесными фазами являются  $\beta$  и  $L$ .

Характерной особенностью политермического сечения по линии  $ef$  (рис. 3.27) является наличие в нем трехфазной области, которая по форме напоминает петлю.

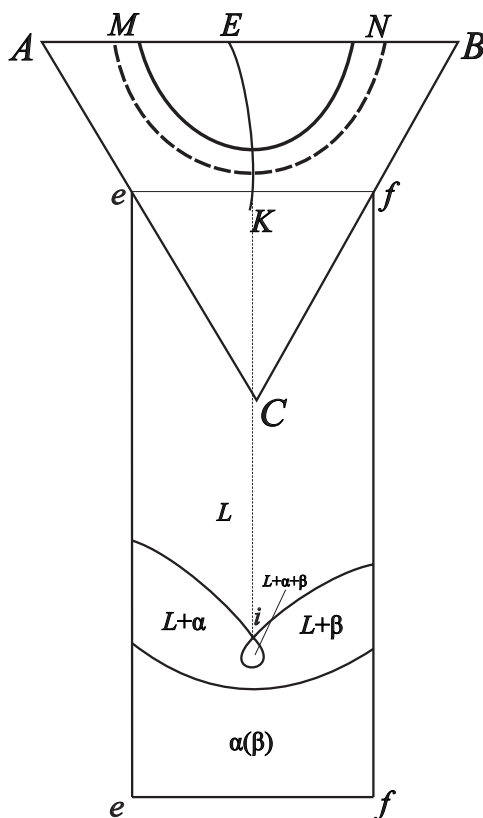


Рис. 3.27. Политермическое сечение

Изотермический разрез через область трехфазного равновесия (рис. 3.28, *a*) аналогичен изотермическому разрезу, рассмотренному при разборе предыдущей тройной системы.

В разрезе, проходящем ниже трехфазного пространства состояния (рис. 3.28, *б*), находятся две однофазные и две двухфазные области.

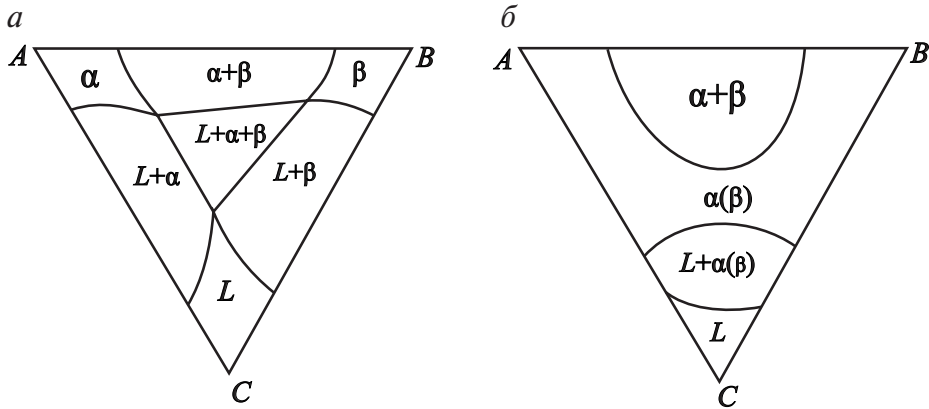


Рис. 3.28. Изотермические сечения через область трехфазного сечения (*a*) и ниже нее (*б*)

Примером подобной диаграммы является система Fe—Mn—C. Область двойной эвтектики, состоящей из легированного аустенита и железомарганцевого карбида типа  $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$ , сужается из-за увеличения концентрации марганца и углерода. Полного исключения эвтектического превращения и, следовательно, образования эвтектики в тройном сплаве Fe—Mn—C в условиях равновесия можно достичь при 32–33 % Mn и 3,8–4,0 % C. Высокомарганцевую аустенитную сталь 110Г13Л (сталь Гадфильда), содержащую 0,9–1,3 % C и 11,5–14,5 % Mn, из-за сильного упрочнения при механической обработке получают в литом состоянии. Структура стали после литья состоит из двух фаз: аустенита  $\gamma$  и двойной эвтектики  $\gamma + (\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$ , выделяющейся по границам зерен, что снижает прочность и вязкость стали. Для повышения свойств литые изделия закаливают с 1100 °C в воде, в результате чего карбиды растворяются и структура состоит из одного аустенита.

Данный тип диаграммы принадлежит также системе серебро—золото—медь. Диаграмма состояния этих тройных сплавов и изотермические сечения при различных температурах приведены на рис. 3.29 и 3.30 [6].

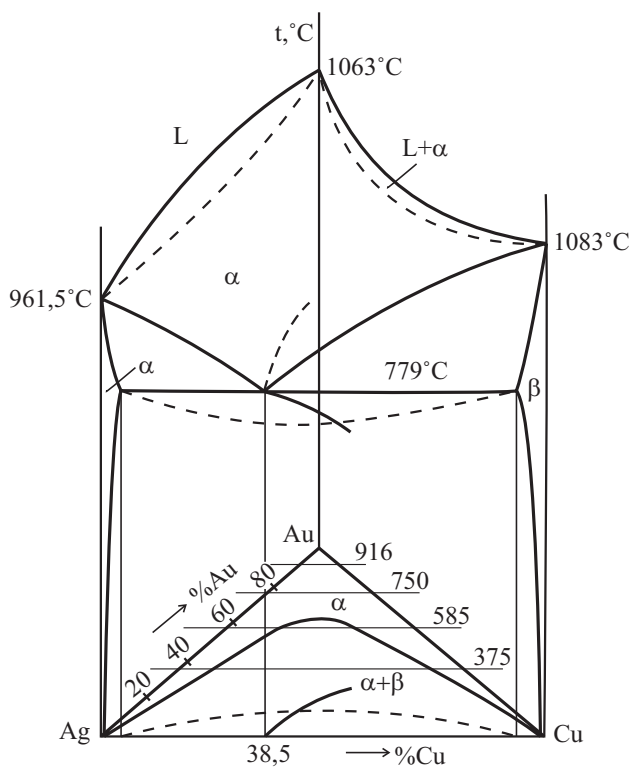


Рис. 3.29. Диаграмма состояния системы Ag–Au–Cu [6]

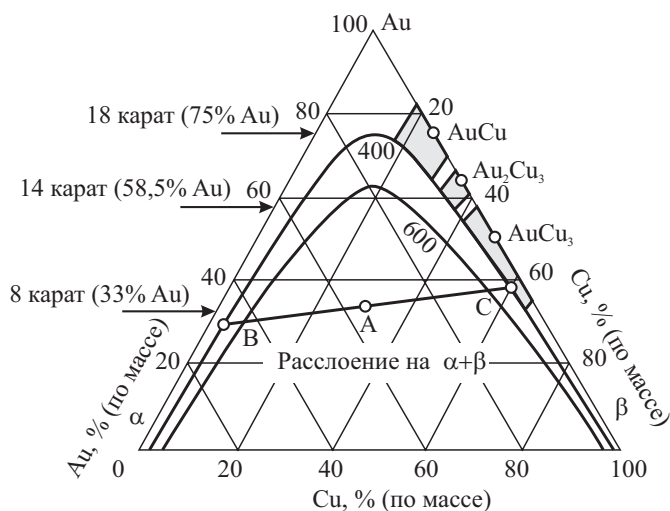


Рис. 3.30. Изотермические сечения в системе Ag–Au–Cu при различных температурах [6]

После кристаллизации большая часть концентрационного треугольника занята тройным твердым раствором, кроме области, прилегающей к области механической смеси диаграммы серебро—медь.

Образование зон Н. С. Курнакова  $\text{AuCu}$  и  $\text{AuCu}_3$  определяется соотношением золота и меди, а  $\text{Au}_3\text{Cu}$  — аналогично двойной системе золото—медь. Добавление серебра в сплавы с содержанием  $\text{AuCu}$  до 5 ат. % ведет к снижению критической точки порядок—беспорядок примерно на 60 °С. При температуре отпуска 360–380 °С превращение происходит полностью. После отпуска при 360–380 °С образуется упорядоченная фаза  $\text{AuCu}_{\text{II}}$ , а при 300 °С — неупорядоченная фаза  $\text{AuCu}_{\text{I}}$ . При дальнейшем увеличении содержания серебра превращение тоже идет, но твердый раствор преобладает. В сплавах, содержащих более 30 ат. % серебра, превращение порядок—беспорядок практически отсутствует. Введение серебра в сплавы с соотношением  $\text{AuCu}_3$  практически не изменяет температуру превращения. Свойства сплавов системы приведены на рис. 3.31.

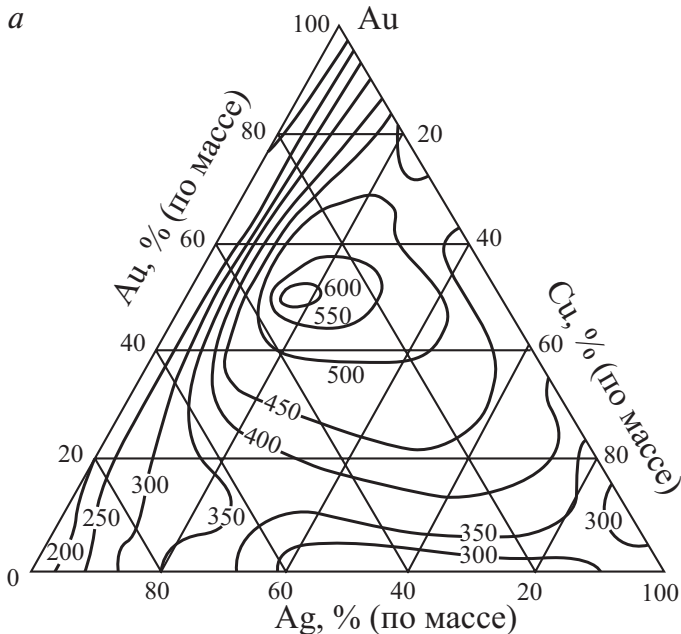


Рис. 3.31. Механические свойства сплавов системы Au—Ag—Cu при комнатной температуре (б, в см. на с. 47):

*a* — временное сопротивление разрыву  $\sigma_b$ , МПа

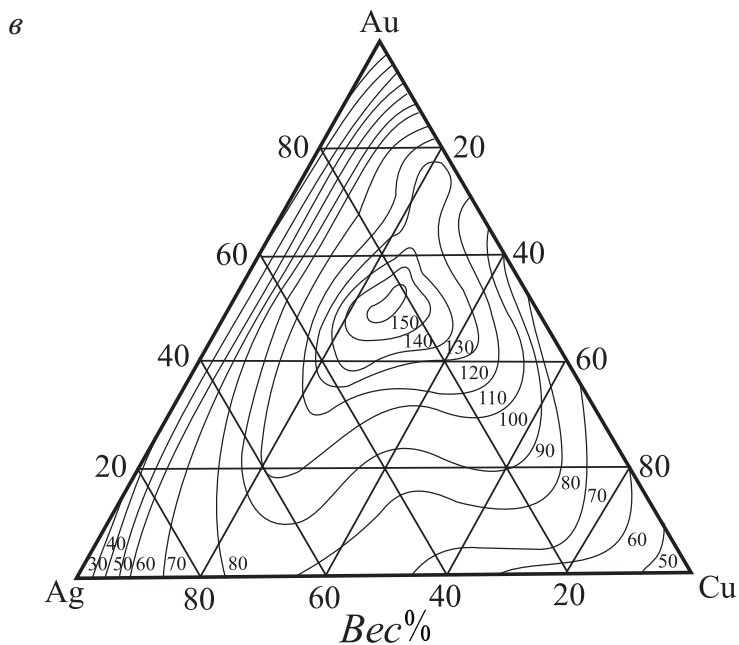
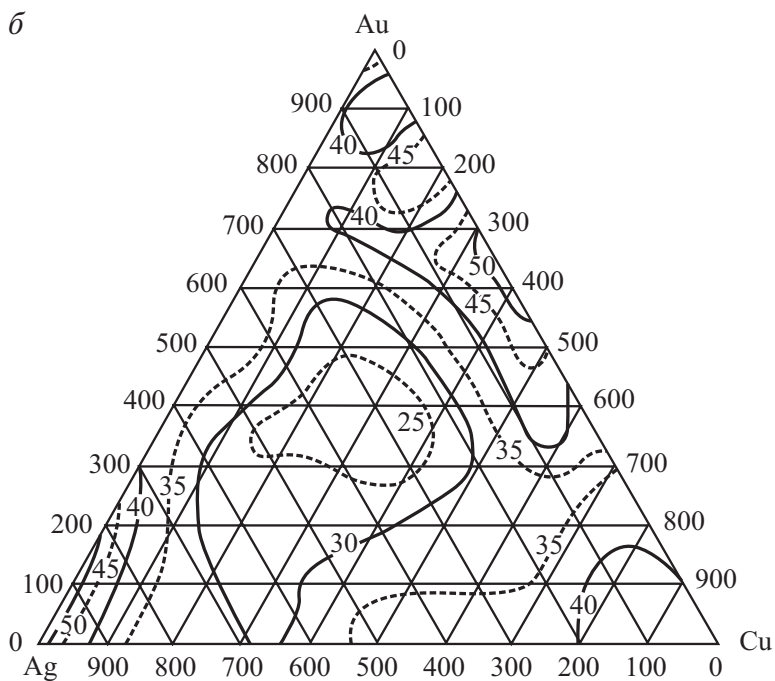


Рис. 3.31. Окончание (*а* см. на с. 46):

*б* — относительное удлинение  $\delta$ , %; *в* — твердость по Бринеллю  $HВ$  [6]

3.6. Диаграмма с перитектическим превращением,  
ограниченной растворимостью компонентов в двух парах  
и неограниченной растворимостью в третьей паре

---

Пространственная диаграмма системы представлена на рис. 3.32. Диаграмма так же, как и предыдущая, имеет две поверхности ликвидуса  $t_1q'k't_1$  и  $t_2q'k't_2$ ; две поверхности солидуса  $t_1n'm't_1$ ,  $t_2e_1'e't_2$ ; три конодные поверхности  $n'q'k'm'$ ,  $n'e_1'e'm'$  и  $e_1'q'k'e'$  (одна из них солидуса) и две поверхности сольвуса  $n'm'hi$  и  $e_1'e'fd$ .

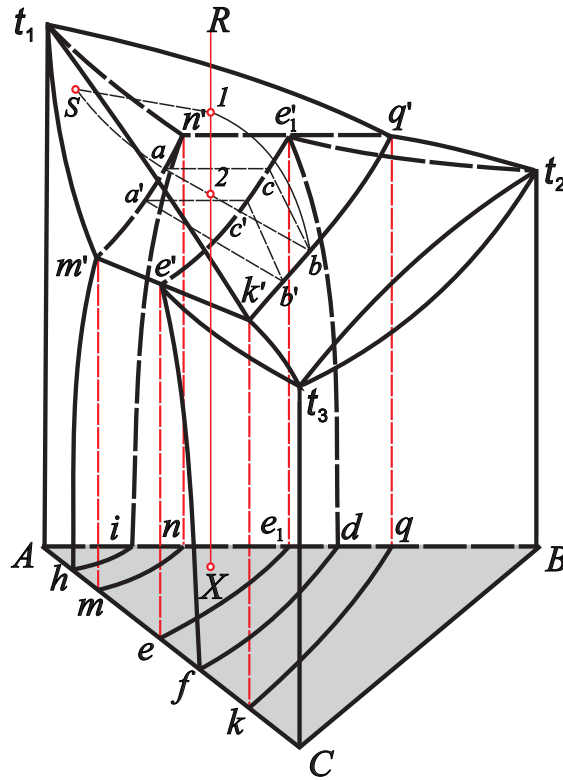


Рис. 3.32. Диаграмма с перитектическим превращением,  
ограниченной растворимостью в двух парах и неограниченной —  
в третьей паре компонентов

В данной диаграмме присутствуют три однофазные области: жидкий расплав,  $\alpha$ - и  $\beta$ -твердые растворы, три двухфазные области  $L + \alpha$ ,

$L + \beta$ ,  $\alpha + \beta$  и одна трехфазная область, ограниченная тремя конодными поверхностями.

Рассмотрим фазовые превращения при охлаждении сплава состава точки  $X$ . До точки 1, лежащей на поверхности ликвидуса  $t_1q'k't_1$ , никаких фазовых превращений не происходит, сплав находится в жидком состоянии. В точке 1 или, вернее, чуть ниже нее начинается кристаллизация  $\alpha$ -твердого раствора, состав которого лежит в некоторой точке  $S$  на поверхности солидуса  $t_1n'm't_1$ . Процесс кристаллизации  $\alpha$ -твердого раствора идет в интервале температур от точки 1 до точки 2, лежащей на верхней конодной поверхности  $n'q'k'm'$ . При этом состав жидкого расплава меняется по некоторой кривой  $lb$ , проходящей по поверхности ликвидуса  $t_1q'k't_1$ , а состав  $\alpha$ -твердого раствора — по кривой  $Sa$ , проходящей по поверхности солидуса  $t_1n'm't_1$ . Когда линия фигуративных точек нашего сплава пересечет конодную поверхность  $n'q'k'm'$  в точке 2, жидкая фаза примет состав, отвечающий точке  $b$ , а состав  $\alpha$ -твердого раствора — точке  $a$ .

Далее в сплаве начнется перитектическое превращение, жидкая фаза вступит во взаимодействие с ранее закристаллизовавшейся  $\alpha$ -фазой, в результате чего появятся кристаллы  $\beta$ -твердого раствора  $L + \alpha \rightarrow \beta$ . Поскольку число степеней свободы этой реакции не равно нулю ( $C = 3 - 3 + 1 = 1$ ), то она идет при переменной температуре и переменной концентрации всех трех фаз. В результате образуется конодный треугольник, который скользит вниз по соответствующим линиям диаграммы, как показано на рис. 3.33.

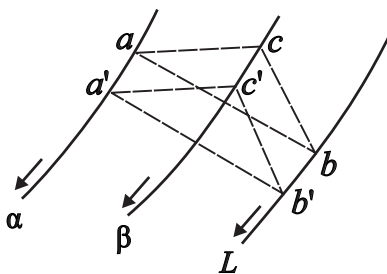


Рис. 3.33. Перемещение конодного треугольника при перитектическом превращении

В начальном положении конодного треугольника  $abc$  состав сплава  $x$  лежит на стороне  $ab$ , соединяющей составы  $\alpha$ -твердого раствора

и жидкого расплава (точка 2). В конечном положении конодного треугольника состав сплава лежит на стороне  $a'b'$ , что указывает на исчезновение жидкой фазы и завершение перитектического превращения. Составы всех трех фаз, участвующих в перитектическом превращении, переменны: состав  $\alpha$ -твердого раствора меняется от точки  $a$  до точки  $a'$ ,  $\beta$ -твердого раствора — между точками  $c$  и  $c'$ , а жидкого расплава — в интервале между точками  $b$  и  $b'$  [2].

В интервале температур, отвечающих точке 2 на рис. 3.32 и комнатной, лежащей на концентрационном треугольнике, химический состав  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз меняется по линиям, лежащим на соответствующих поверхностях сольвуса, что сопровождается выделением вторичных твердых фаз.

На рис. 3.34 приведен политермический и изотермический разрезы диаграммы, а также показана линия вертикального разреза  $mn$ .

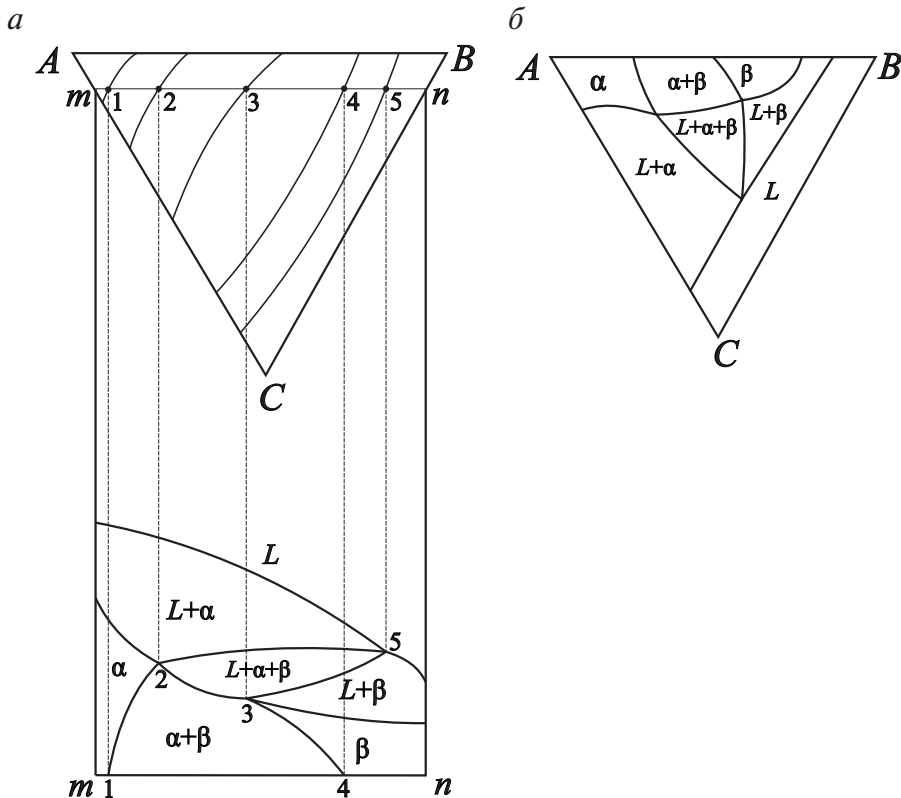


Рис. 3.34. Пример политермического (а) и изотермического (б) разрезов диаграммы тройной системы с перитектическим превращением



На политермическом разрезе трехфазная область представляет собой криволинейный треугольник, расположенный вершиной вниз. Изотермический разрез проведен через трехфазную область. На рис. 3.35 представлены также разрез плоскостями  $Cf$  и  $pq$ .

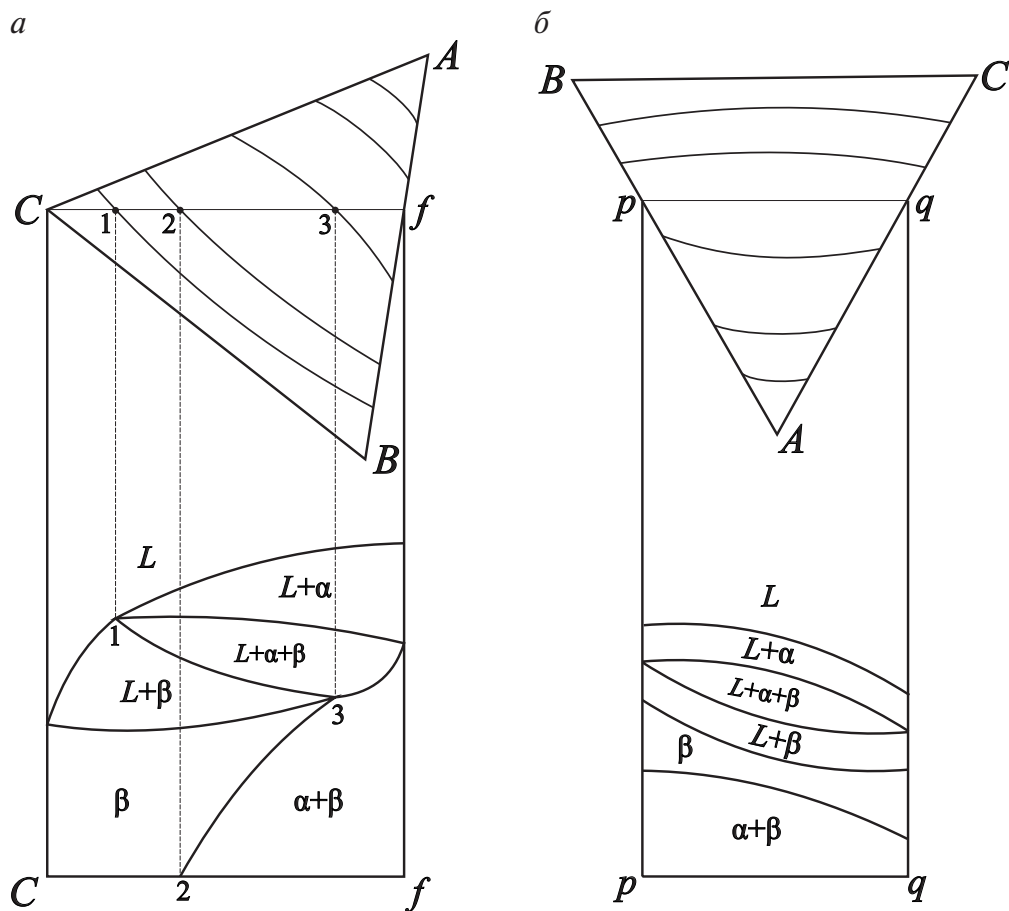


Рис. 3.35. Политермические разрез диаграммы тройной системы с перитектическим превращением:

$a$  — разрез плоскостью  $Cf$ ;  $b$  — плоскостью  $pq$

### 3.7. Диаграмма с эвтектическим превращением и ограниченной растворимостью компонентов в трех парах компонентов

Пространственное изображение диаграммы с эвтектическим превращением и ограниченной растворимостью выглядит сложно, поэтому на рис. 3.36 приведена ее проекция на концентрационный треугольник и развертка сторон трехгранной призмы [3]. Эта диаграмма напоминает диаграмму с отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии и эвтектическим превращением в трех парах с наличием тройной эвтектики. В данной диаграмме также образуется тройная эвтектика, но в ее состав входят не чистые компоненты, а тройные твердые растворы.

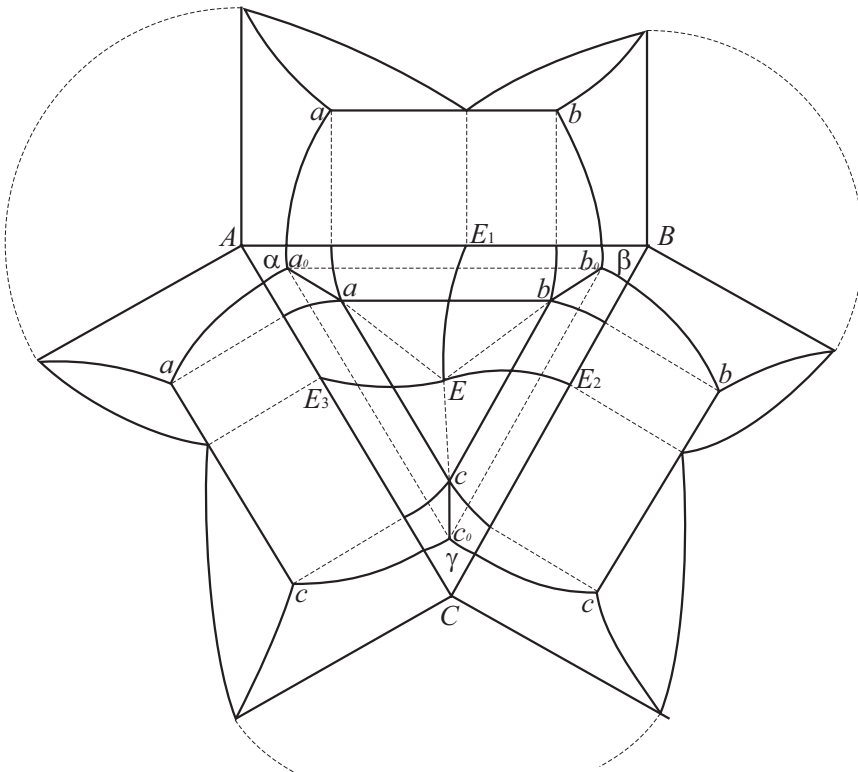


Рис. 3.36. Тройная диаграмма с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии и в каждой из пар

Таким образом, в областях, примыкающих к ординатам, соответствующим чистым компонентам, находятся области существования тройных твердых растворов  $\alpha$ ,  $\beta$  и  $\gamma$  с кристаллическими решетками компонентов  $A$ ,  $B$  и  $C$  соответственно. Данные твердые растворы образуются при кристаллизации жидкой фазы  $L$ .

Рассмотрим процесс кристаллизации и формирование структуры характерных сплавов, фигуративные точки которых показаны на концентрационном треугольнике (рис. 3.37).

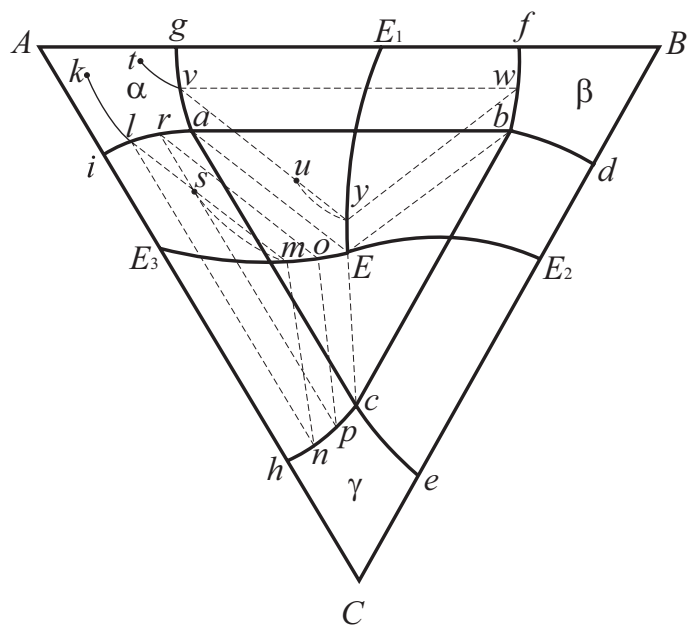


Рис. 3.37. Проекция тройной диаграммы с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии и эвтектикой

Кристаллизация сплавов, фигуративные точки которых находятся в областях  $cedb$ ,  $chia$  и  $agfb$ , начинается с выделения кристаллов тройных твердых растворов и заканчивается образованием двойных эвтектик, состоящих из двух твердых растворов.

Например, опишем кристаллизацию сплава  $s$ , фигуративная точка которого находится в области  $chia$ . Фазовые превращения в этом сплаве начинаются с кристаллизации  $\alpha$ -твердого раствора, состав которого определяется точкой  $k$ , лежащей на поверхности солидуса. В процессе кристаллизации химический состав  $\alpha$ -фазы изменяется по линии

$kl$ , являющейся проекцией линии изменения состава фазы на поверхности солидуса, а состав жидкой фазы  $L$  — по кривой  $sm$  — проекции линии изменения состава  $L$  на поверхности ликвидуса. Когда химический состав  $\alpha$ -твердого раствора будет соответствовать точке  $l$ , а жидкой фазы  $L$  — точке  $m$ , появится третья фаза  $\gamma$ , состав которой определяется точкой  $n$ , и образуется конодный треугольник. С этого момента начнется процесс кристаллизации двойной эвтектики, состоящей из смеси кристаллов двух тройных твердых растворов  $\alpha$  и  $\gamma$ .

Конодный треугольник перемещается параллельно концентрационному треугольнику, при этом вершины, соответствующие  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазам, скользят по линиям предельной растворимости  $ia$  и  $hc$ , а вершина, определяющая жидкую фазу  $L$ , — по линии двойной эвтектики.

Кристаллизация двойной эвтектики ( $\alpha + \gamma$ ) прекратится тогда, когда конода  $ln$  треугольника пересечет фигуративную точку сплава  $s$ , при этом химический состав последней капли жидкой фазы будет соответствовать точке  $o$ . Таким образом, структура данного сплава состоит из первичных кристаллов  $\alpha$ -твердого раствора и двойной эвтектики ( $\alpha + \gamma$ ).

Рассмотрим кристаллизацию сплава, фигуративная точка которого  $u$  расположена внутри малого треугольника  $abc$  (рис. 3.37). Фазовые превращения в этом сплаве начинаются с выделения первичных кристаллов  $\alpha$ -твердого раствора, химический состав которого определяется точкой  $t$ , лежащей на поверхности солидуса. При кристаллизации  $\alpha$ -фазы химический состав ее изменяется по линии  $tv$ . В тот момент, когда химический состав  $\alpha$ -твердого раствора соответствует точке  $v$ , а жидкой фазы  $L$  — точке  $y$ , начинается кристаллизация двойной эвтектики, которая состоит из смеси кристаллов  $\alpha$ - и  $\beta$ -твердых растворов. Химический состав  $\alpha$ -фазы при кристаллизации двойной эвтектики меняется по линии  $ga$ ,  $\beta$ -фазы — по линии  $fb$ , а жидкой фазы — по линии двойной эвтектики  $E_1 E$ . Кристаллизация двойной эвтектики заканчивается в тот момент, когда конодный треугольник занимает положение  $abE$ . Поскольку химический состав жидкой фазы достигает точки тройной эвтектики  $E$ , происходит кристаллизация тройной эвтектики, состоящей из смеси трех твердых растворов ( $\alpha + \beta + \gamma$ ), химический состав которых определяется точками  $a$ ,  $b$  и  $c$ .

Однако фазовые превращения не учитывают уменьшение растворимости компонентов в тройных твердых растворах при сниже-

нии температуры, которая показана на полной проекции диаграммы (см. рис. 3.36). Рассмотрим некоторые важные особенности фазовых превращений в описанных сплавах.

Линии  $aa_0$ ,  $bb_0$  и  $cc_0$  являются проекциями кривых пересечения поверхностей предельной растворимости (сольвуса) компонентов в соответствующих растворах. В сплавах, составы которых расположены на линиях сольвуса, при охлаждении происходит эвтектоидное превращение, связанное с уменьшением растворимости компонентов в данном растворе. Сплав, фигуративная точка которого определяется точкой  $x$ , лежащей на проекции линии сольвуса  $aa_0$ , после кристаллизации имеет в структуре тройной  $\alpha$ -твердый раствор компонентов  $B$  и  $C$  в компоненте  $A$ . По достижении температуры  $t_x$  в рассматриваемом сплаве начнется эвтектоидное превращение  $\alpha \leftrightarrow \beta + \gamma$ , так как  $\alpha$ -твердый раствор окажется одновременно пересыщенным компонентами  $B$  и  $C$ , и они будут выделяться из него в виде  $\beta$ - и  $\gamma$ -твердых растворов, богатых этими элементами. (Чистые компоненты выделяться не могут, так как они не предусмотрены диаграммой.) Такие же фазовые превращения протекают в сплавах, фигуративные точки которых лежат на проекциях сольвуса  $bb_0$  и  $cc_0$ . Эти линии А. А. Бочвар назвал *эвтектоидными линиями тройных систем*.

На рис. 3.38 и 3.39 представлены изотермические сечения.

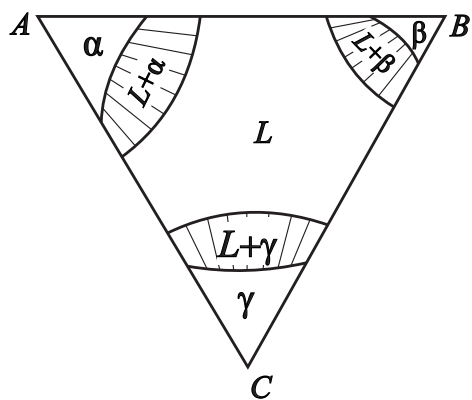


Рис. 3.38. Горизонтальный разрез при температуре выше температуры эвтектических превращений, но ниже температур кристаллизации чистых компонентов

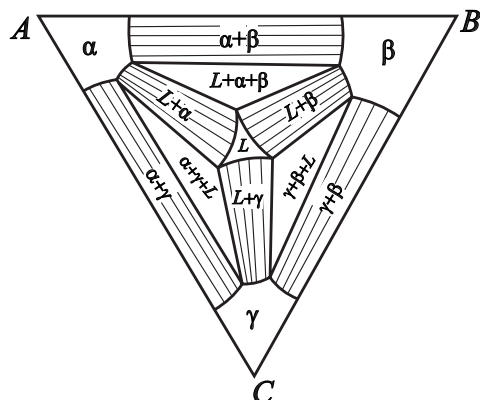


Рис. 3.39. Горизонтальный разрез в температурной области образования трех двойных эвтектик

Первое сечение построено при температуре ниже температуры кристаллизации чистых компонентов, но выше температур образования двойных эвтектик (рис. 3.38). На этом сечении расположены три двухфазные области ( $L + \alpha$ ), ( $L + \beta$ ) и ( $L + \gamma$ ) и четыре однофазные.

На рис. 3.39 показано сечение, полученное при температуре кристаллизации трех двойных эвтектики. Поэтому на сечении имеются три конодных треугольника, в которых находятся в равновесии три фазы ( $L, \alpha$  и  $\beta$ ), ( $L, \alpha$  и  $\gamma$ ) и ( $L, \beta$  и  $\gamma$ ). Каждый конодный треугольник граничит с тремя двухфазными областями, кроме того, в сечении находятся четыре однофазные области.

Политермические сечения диаграммы показаны на рис. 3.40.

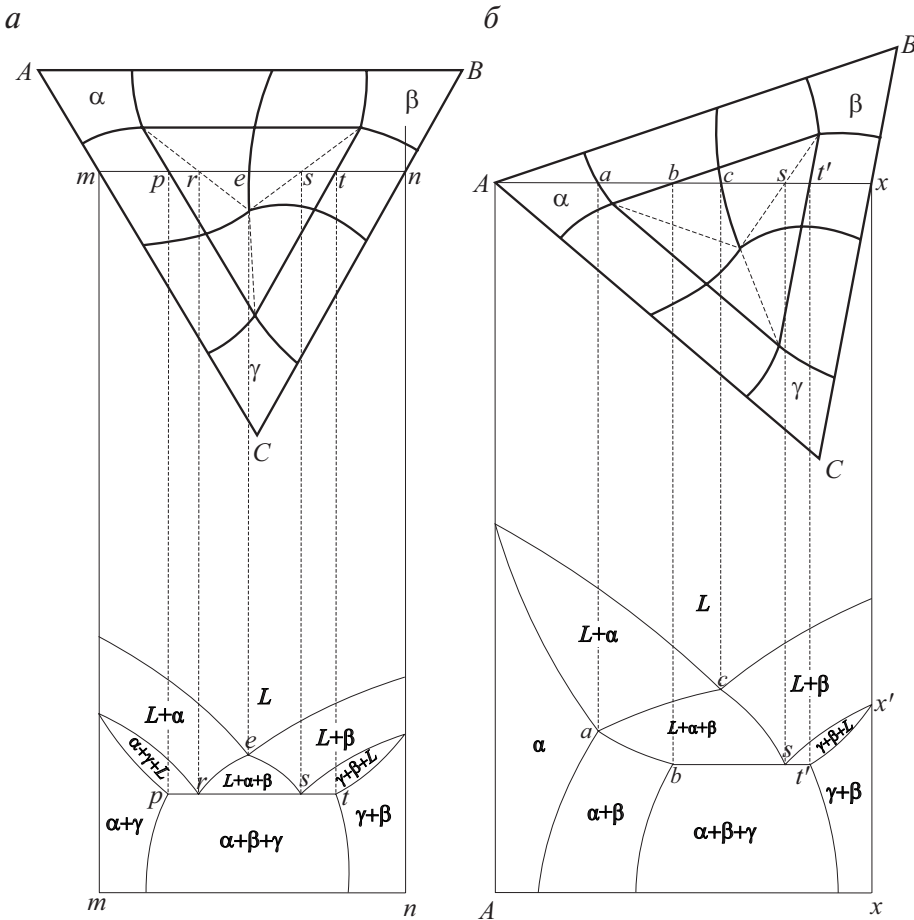


Рис. 3.40. Политермические разрезы по линии  $mn$  (а) и  $Ax$  (б)

Горизонтальная линия  $pt$  получена от пересечения плоскости тройной эвтектики, и, следовательно, при данной температуре кристаллизуется эвтектическая смесь, состоящая из трех тройных твердых растворов ( $\alpha + \beta + \gamma$ ). Если линия фигуративных точек сплава (рис. 3.40, *a*) расположена между точками  $p$  и  $r$  на линии  $mn$ , то в этих сплавах сначала кристаллизуются первичные кристаллы  $\alpha$ -твердого раствора, затем двойная эвтектика, состоящая из смеси кристаллов  $\alpha$ - и  $\gamma$ -твердых растворов и, наконец, тройная эвтектика ( $\alpha + \beta + \gamma$ ). Следовательно, линия фигуративных точек сплава сначала пересекает однофазную область  $L$ , затем двухфазную, трехфазную, четырехфазную и снова трехфазную области.

В результате фазовых превращений структура сплава будет состоять из первичных кристаллов  $\alpha$ -твердого раствора, двойной эвтектики ( $\alpha + \gamma$ ) и тройной эвтектики ( $\alpha + \beta + \gamma$ ).

Политермическое сечение по линии  $Ax$  (рис. 3.40, *b*) имеет две трехфазные области, в которых в равновесии находятся три фазы, в них происходит кристаллизация двойных эвтектик. В области  $acsb$  (рис. 3.40, *b*) кристаллизуется двойная эвтектика, состоящая из смеси кристаллов  $\alpha$  и  $\beta$  ( $L \rightarrow \alpha + \beta$ ), в области  $st'x'$  — двойная эвтектика ( $L \rightarrow \beta + \gamma$ ).

---

## 4. Реальные диаграммы тройных систем

---

Приведенные выше диаграммы представляют собой простейшие примеры тройных систем, реальные диаграммы намного сложнее. Однако правила определения химического состава фаз и их количества, а также закон соприкасающихся пространств состояний сохраняются и для реальных систем. Рассмотрим некоторые из них в следующей последовательности: сплавы меди [7], сплавы алюминия *a* [8] и сплавы железа [9].

### 4.1. Диаграмма системы Cu–Zn–Sn

---

Структура и свойства латуней, как наиболее распространенных медных сплавов, определяются диаграммой Cu–Zn. Для улучшения свойств латуни дополнительно легируют алюминием, марганцем, железом, никелем, оловом, свинцом, кремнием, которые вводят в небольших количествах (1–2 %, в редких случаях до 4 %) [8]. На рис. 4.1, *a* показан фрагмент изотермического разреза системы Cu–Zn–Sn при температуре 400 °С и на рис. 4.1, *б* — при 600 °С. В сечении 600 °С имеется четыре области  $\alpha$ ,  $\alpha + \beta$ ,  $\beta$ ,  $\beta + \gamma$ , соответствующие фазовым составляющим двухкомпонентных систем Cu–Zn и Cu–Sn. Образование в сплавах Cu–Zn второй фазы  $\beta'$  вызывает снижение пластичности. По приведенным разрезам видно, что добавление олова в количестве 1 % к латуни с 70 % Cu не изменяет ее  $\alpha$ -однофазного состояния, в то время как 5 % олова приводит к образованию в структуре охрупчивающей  $\beta'$ -фазы при указанных температурах.

С помощью приведенных разрезов можно также определить максимально допустимое содержание олова в латуни с 70 % меди для со-



хранения высокой коррозионной стойкости и высокой пластичности сплава при деформировании в холодном состоянии, что требует получения однофазной латуни. Таким образом, количество олова составляет около 1 %. Известно, что подобные латуни используются для труб теплообменников.

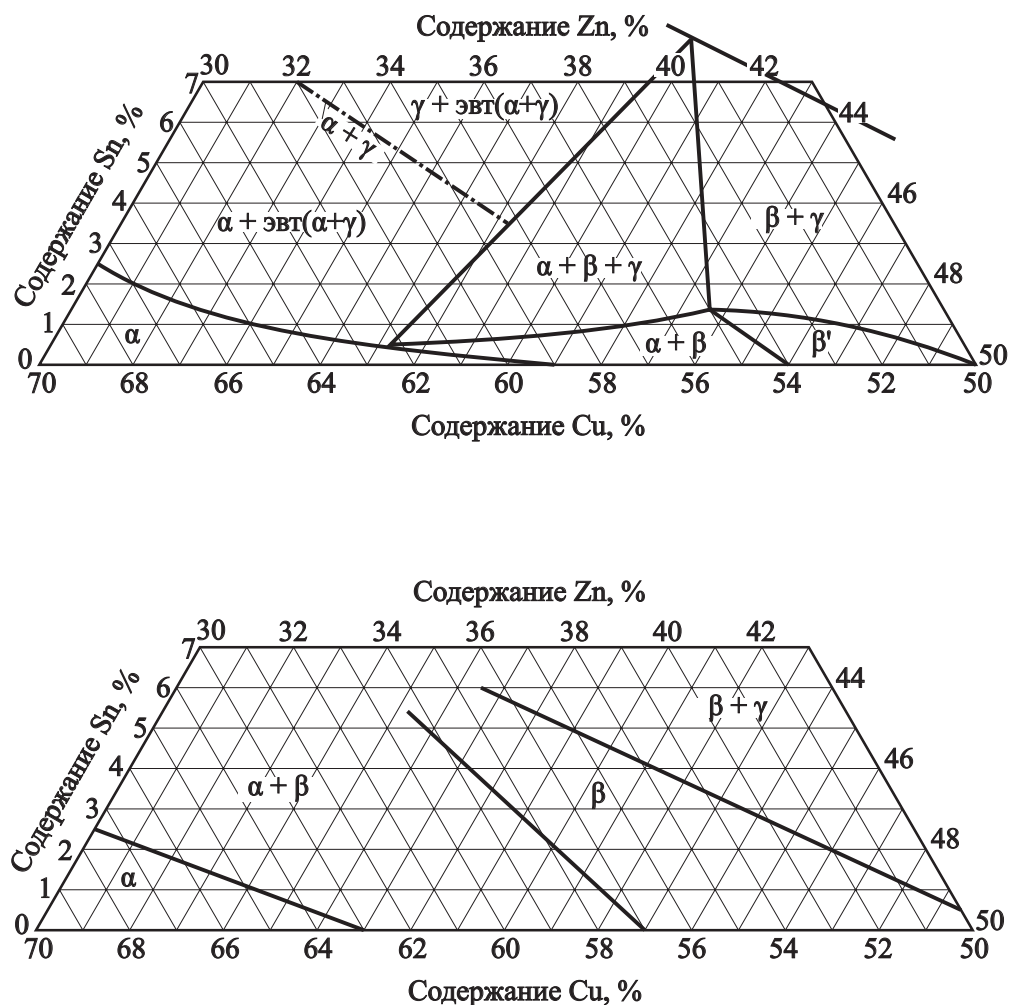


Рис. 4.1. Изотермические разрезы тройной диаграммы Cu–Zn–Sn при (а) 400 °С, (б) 600 °С [6]

## 4.2. Диаграмма системы Cu–Zn–Al

На рис. 4.2 приведены изотермические разрезы диаграммы Cu–Zn–Al при 800, 600, 475 и 410 °C, а на рис. 4.3 — политермические разрезы этой диаграммы при 2 и 4 % Al. Определим фазовый состав высокопрочной латуни с 25 % Zn и 4 % Al (остальные 71 % Cu) при температурах, указанных на рис. 4.2: сплав состоит из двух фаз ( $\alpha + \beta$ ) при 800 °C, из одной фазы  $\alpha$  при 600 и 475 °C и из трех фаз ( $\alpha + \beta + \gamma$ ) при 410 °C.

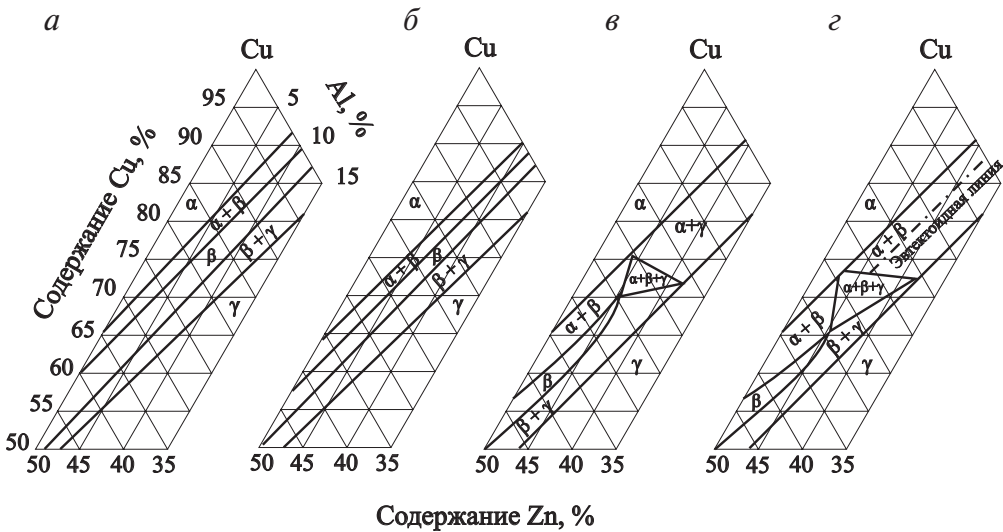


Рис. 4.2. Изотермические разрезы диаграммы Cu–Al–Zn при (а) 800 °C, (б) 600 °C, (в) 475 °C, (г) 410 °C [7]

По рис. 4.3 можно определить, что алюминий сужает однофазную ( $\alpha$ ) и двухфазную ( $\alpha + \beta$ ) области, существующие в системе Cu–Zn. Сужение пределов существования ( $\alpha + \beta$ ) области обусловлено протеканием эвтектоидного ( $\beta \leftrightarrow \alpha + \gamma$ )-превращения в сплавах с повышенным содержанием Al (рис. 4.3, б), которое, в отличие от двойных систем, происходит не при постоянной температуре, а в интервале температур.

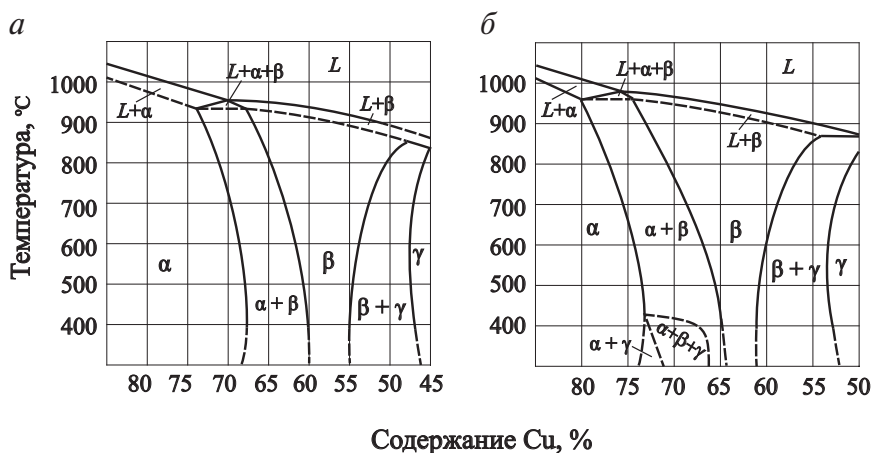


Рис. 4.3. Политермические разрезы диаграммы Cu–Zn–Al при (а) 2% Al, (б) 4% Al [7]

#### 4.3. Диаграмма системы Cu–Ni–Al

На рис. 4.4 приведены фрагменты изотермических разрезов диаграммы Cu–Ni–Al при 1000 и 400 °С. Нужно определить фазовый состав сплавов с одинаковым содержанием Ni 12% и разным содержанием Al: 2 и 4% — при каждой из температур.

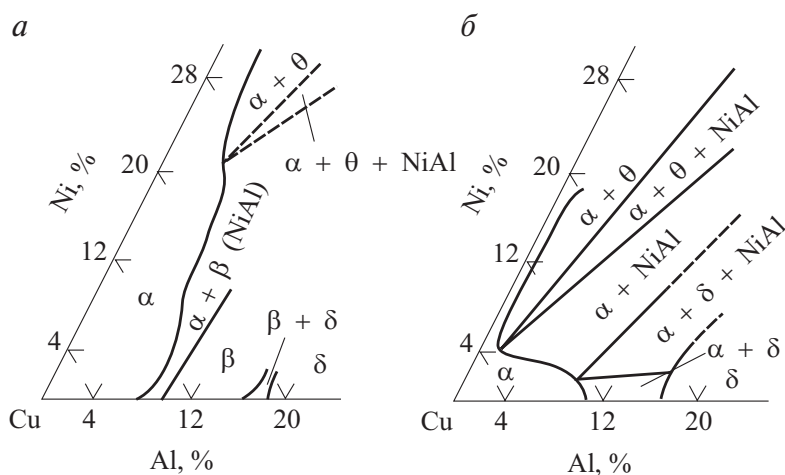


Рис. 4.4. Изотермические разрезы диаграммы Cu–Ni–Al при (а) 1000 °С, (б) 400 °С [7]

#### 4.4. Диаграмма системы Al–Cu–Mg

Дуралюмины всегда содержат сопутствующие примеси железа и кремния (десятые доли процента), являясь многокомпонентными сплавами со сложным фазовым составом. Однако для того чтобы иметь представление о фазовом составе и зависящих от него свойствах сплавов, можно использовать диаграмму состояния тройной системы Al–Cu–Mg [8]. На рис. 4.5 приведен «алюминиевый угол» изотермического разреза данной системы при 200 °С и кривая максимальной растворимости Cu и Mg в алюминии для ряда алюминиевых сплавов. Химический состав сплавов приведен в табл. 4.1.

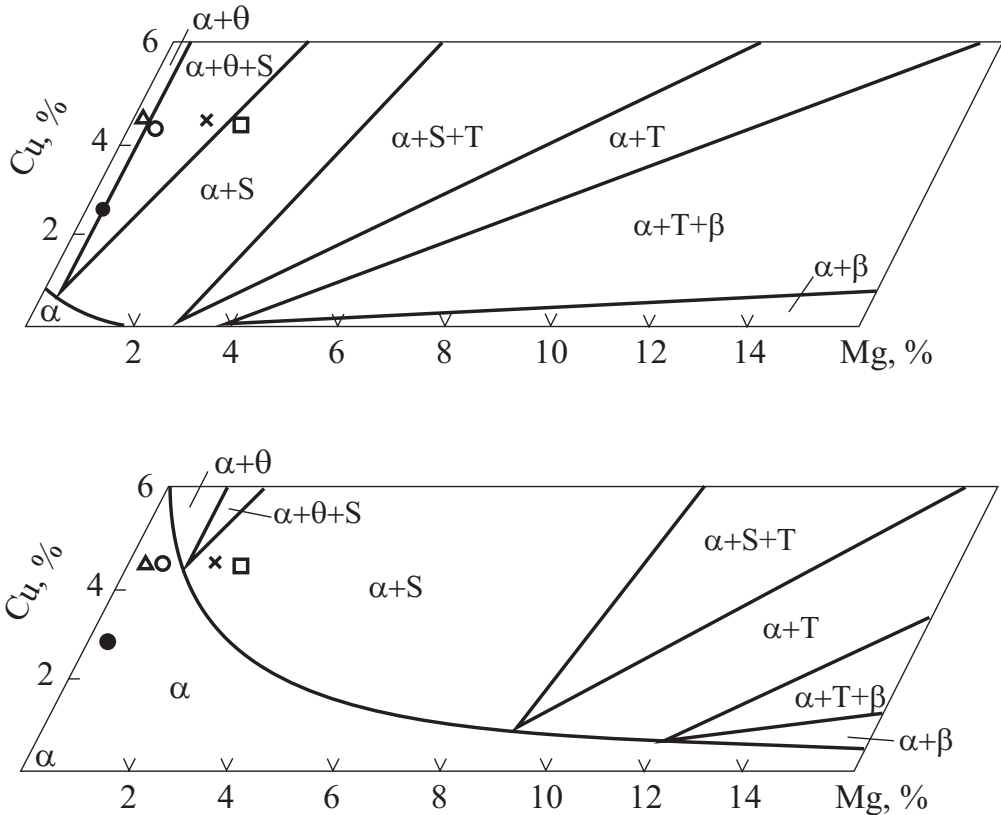


Рис. 4.5. Изотермический разрез диаграммы Al–Cu–Mg при 200 °С (а); проекция кривой максимальной растворимости Cu и Mg в Al (б) для сплавов:

Δ — B65; ● — D18; ○ — D1; × — D16; □ — D19

Таблица 4.1

## Средний марочный состав промышленных дуралюминов

Сплав	Содержание компонентов, мас. %		
	Cu	Mg	Mn
Д18	2,6	0,35	—
В65	4,2	0,25	0,40
Д1	4,3	0,60	0,60
Д16	4,3	1,50	0,60
Д19	4,0	2,00	0,75

Как видно на рис. 4.5, фигуративные точки дуралюминов попадают в фазовые области  $(\alpha + \theta)$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ),  $(\alpha + \theta (\text{Al}_2\text{Cu}) + S)$  ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ),  $(\alpha + S)$  ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ). По мере повышения содержания Mg в сплавах и увеличения отношения Mg/Cu их фазовый состав изменяется от  $(\alpha + \theta)$  (В65) до  $(\alpha + S)$  (Д19). При высоких температурах, близких к линии солидуса, фигуративные точки сплавов В65, Д18 и Д1 попадают в однофазную область  $(\alpha)$ , а точки сплавов Д16, Д19 остаются в двухфазной области  $(\alpha + S)$ , у самой границы с однофазной. Это значит, что растворимость фаз  $\theta$  и  $S$  с повышением температуры увеличивается и нагрев до 500 °С приводит к полному или почти полному растворению интерметаллидных фаз в алюминии [8].

В тройной системе Al–Cu–Mg дуралюмин Д1 находится в такой области, где при нагреве под закалку он становится однофазным (на рис. 4.6 его состав находится несколько ниже проекции поверхности сольвуса, ограничивающей область  $\alpha$ -раствора на основе алюминия). При понижении температуры область  $\alpha$ -раствора сужается, и сплав Д1 оказывается в трехфазной области  $(\alpha + \theta + S)$  вблизи границы с областью  $(\alpha + \theta)$  (рис. 4.7). Фаза  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) является главной фазой-упрочнителем в сплаве Д1.

Дуралюмин Д1 в настоящее время используется весьма ограниченно. Широкое применение получил более прочный дуралюмин Д16, содержащий в 2–3 раза больше магния, чем сплав Д1. Состав сплава Д16 при температурах старения также находится в трехфазной области  $(\alpha + \theta + S)$ , но ближе к границе области  $(\alpha + S)$  (рис. 4.7). Поэтому главной фазой-упрочнителем в сплаве Д16 является тройное соединение  $S$  ( $\text{CuMgAl}_2$ ).

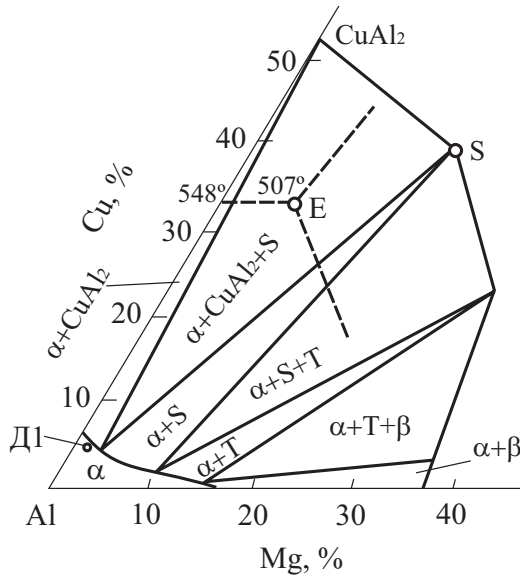


Рис. 4.6. «Алюминиевый» угол диаграммы Al–Cu–Mg с линией предельной растворимости магния и меди в алюминии

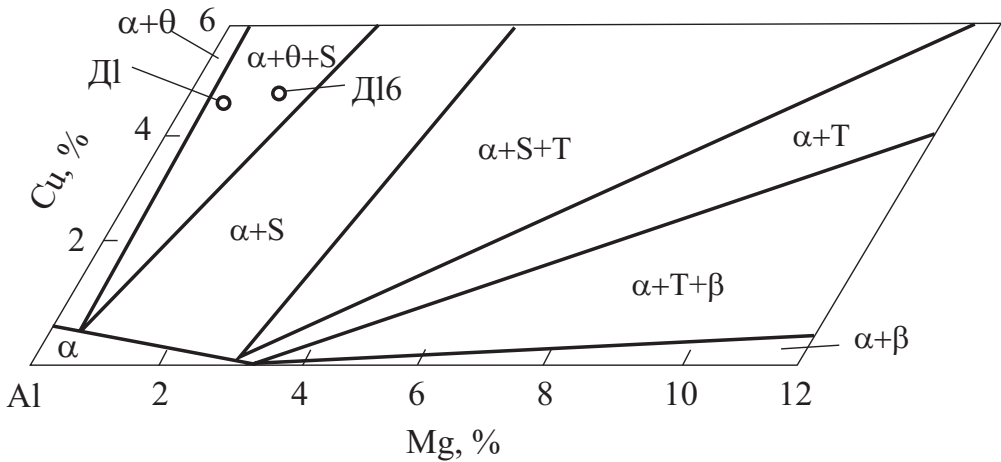


Рис. 4.7. Изотермический разрез диаграммы Al–Cu–Mg при 200 °C

Реальные дуралюмины Д1 и Д16 относятся не к тройной, а к более сложной многокомпонентной системе. Добавка марганца, примеси железа и кремния могут образовывать такие фазы, как  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ,  $(\text{Mn}, \text{Fe})\text{Al}_6$ ,  $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ ,  $\text{Cu}_2\text{FeAl}_7$ ,  $\text{Cu}_2\text{Mn}_3\text{Al}_{20}$ . Наличие, объемная доля и форма частиц этих фаз зависят от концентрации основных компонентов

и примесей в пределах марки, от режима литья, обработки давлением и термической обработки.

В структуре слитка после литья по границам дендритных ячеек алюминиевого раствора расположены включения фаз  $S$  и  $\theta$ , образованных основными компонентами, а также фаз  $Mg_2Si$ ,  $(Fe, Mn)_3SiAl_{12}$  и др. Все эти фазы эвтектического происхождения (рис. 4.8).

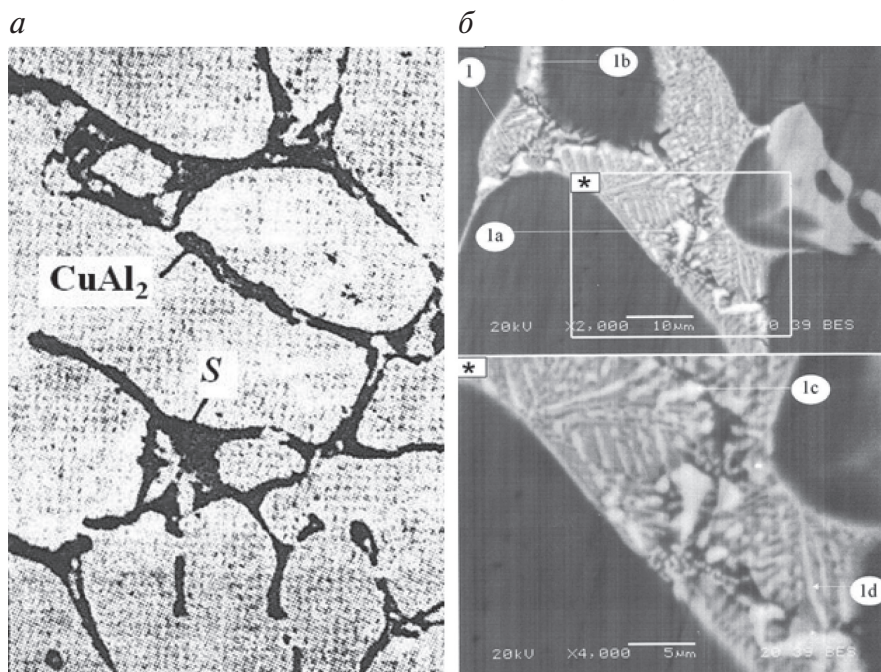


Рис. 4.8. Микроструктура слитка ( $\times 250$ ) (а) и строение эвтектики в сплаве Д16 (литое состояние, сканирующий электронный микроскоп — б) [10]:

1а — Al 50,93 %, Cu 45,34 %, Mg 2,5 %, Si 0,29 %, Fe 0,39 %;

1б — Al 55,89 %, Cu 38,47 %, Mg 3,45 %, Si 0,31 %, Fe 1,22 %;

1с — Al 53,48 %, Cu 39,55 %, Mg 4,53 %, Si 1,41 %, Fe 0,54 %;

1д — Al 55,43 %, Cu 38,40 %, Mg 5,18 %, Si 0,18 %, Fe 0,349 %

#### 4.5. Диаграмма системы Al–Mg–Si

Сплавы данной системы известны как «авиаль». Как следует из диаграммы состояния Al–Mg–Si (рис. 4.9), Mg и Si характеризуются переменной растворимостью в  $\alpha$ -твердом растворе на основе Al.

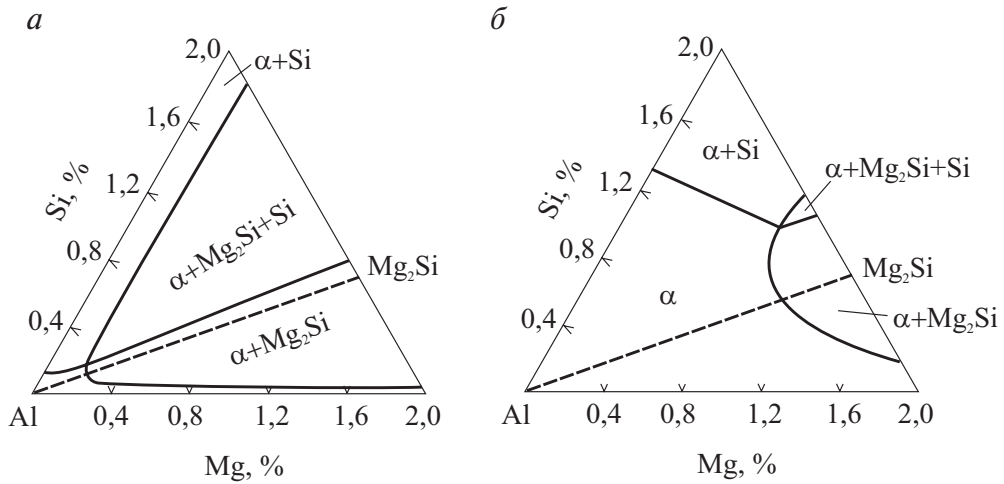


Рис. 4.9. Изотермический разрез диаграммы состояния системы Al–Mg–Si при 200 °C (а) и 550 °C (б) [8]

Из-за малой растворимости Si в Al при низких температурах (200 °C) сплавы, состав которых приведен в табл. 4.2, имеют в равновесных условиях гетерогенную структуру. Фазовый состав сплавов АВ и АД35 (без учета примесей Mn и Cr) состоит из трех фаз ( $\alpha$  + Mg<sub>2</sub>Si + Si), а состав сплавов АД31 и АД33 — из двух фаз ( $\alpha$  + Mg<sub>2</sub>Si). При температуре 550 °C все сплавы, за исключением АД35, гомогенны, что делает возможным их упрочнение старением.

Таблица 4.2

Средний марочный состав промышленных сплавов системы Al–Mg–Si

Сплав	Содержание компонентов, мас. %				
	Mg	Si	Cu	Mn	Cr
АВ	0,7	0,9	0,4	0,25	—
АД31	0,7	0,5	—	—	—
АД33	1,0	0,6	0,3	—	0,25
АД35	1,1	1,0	—	0,7	—

Закаленные сплавы системы Al–Mg–Si упрочняются при естественном и искусственном старении.



## 4.6. Диаграмма системы Al–Cu–Mn

Средний марочный химический состав промышленных сплавов системы Al–Cu–Mn приведен в табл. 4.3.

Таблица 4.3

Средний марочный состав сплавов системы Al–Cu–Mn

Сплав	Содержание компонентов, мас. %				
	Cu	Mn	Ti	Zr	V
Д20	6,5	0,6	0,15	—	—
1201	6,3	0,3	0,06	0,17	0,1

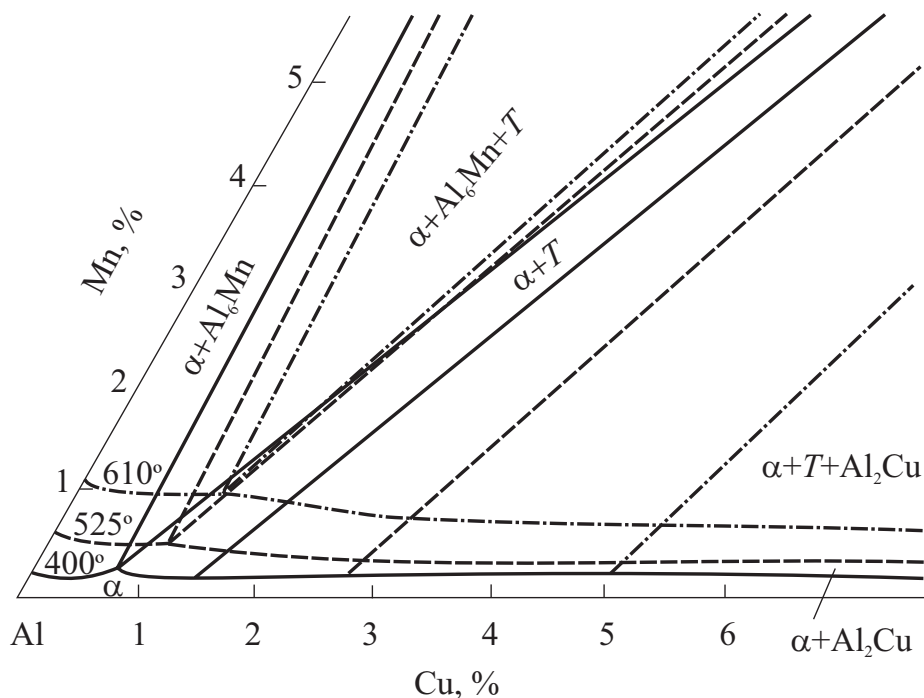


Рис. 4.10. Изотермы растворимости компонентов в «алюминиевом» углу диаграммы Al–Cu–Mn при 610, 525 и 400 °C [8]

Фазовый состав сплавов Д20 и 1201 (без учета содержания малых добавок Ti, Zr, V), как следует из диаграммы состояния системы Al–Cu–Mn (рис. 4.10), состоит из ( $\alpha + \theta$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) +  $T$ ) ( $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$ ) фаз, при этом упрочняющей фазой является  $\theta$ .

## 4.7. Диаграмма системы Al–Zn–Mg

Из всех легирующих элементов Zn и Mg отличаются самой высокой растворимостью в алюминии при повышенных температурах (82,8 % Zn и 17,4 % Mg), резко уменьшающейся при охлаждении. Это видно по изотермическим разрезам диаграммы Al–Zn–Mg, представленным на рис. 4.11.

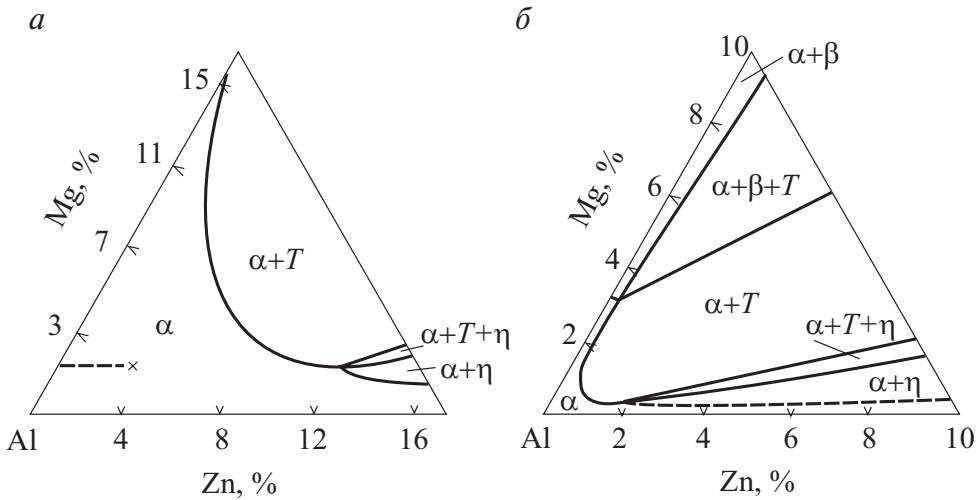


Рис. 4.11. Изотермический разрез диаграммы состояния Al–Zn–Mg при (а) 400 °С, (б) 200 °С (× — сплав 1915) [8]

Определите фазовый состав заданного сплава при этих температурах. Укажите, в каком направлении изменяется растворимость избыточных фаз в алюминии с понижением температуры. Какой термической обработке можно подвергнуть этот сплав, если основными упрочняющими фазами в сплавах данной системы являются фазы  $\eta$  ( $\text{MgZn}_2$ ) и  $T$  ( $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ )? Определите область концентраций магния и цинка в этих сплавах, способных к термической обработке. Что собой представляет фаза  $\beta$  в данной системе?

## 4.8. Диаграмма системы Fe–C–W

На рис. 4.12 приведен политермический разрез тройной диаграммы Fe–C–W при содержании 4 % W, параллельно стороне Fe–C. По диаграмме видно, что линии ликвидуса и солидуса на ординатах не сходятся в одной точке, т. к. ординаты соответствуют не чистым компонентам, а двойным сплавам с содержанием 96 % Fe и 4 % W и соответственно 96 %  $\text{Fe}_3\text{C}$  и 4 % W. Эвтектическое превращение происходит в интервале температур, поскольку соответствует выделению двойной эвтектики, но заканчивается (в процессе охлаждения) при одной температуре — температуре выделения тройной эвтектики. В то же время эвтектоидное превращение начинается и заканчивается при одной температуре, т. к. протекает в присутствии четырех фаз:  $\gamma$ ,  $\alpha$ ,  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  и  $\text{Fe}_3\text{C}$ .

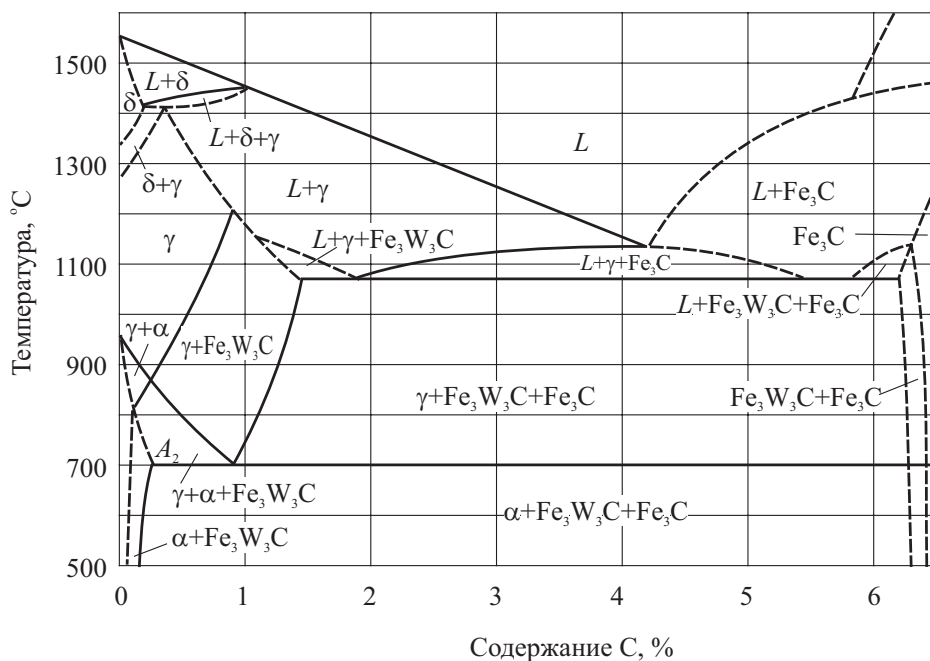


Рис. 4.12. Политермический разрез диаграммы Fe–C–W параллельно стороне Fe–C при 4 % W [7]

Политермические разрезы тройных диаграмм позволяют определить качественно (а в квазибинарных разрезах и количественно) измене-

ние фазового и структурного состояния сплава в зависимости от температуры, т. е. позволяют характеризовать процессы кристаллизации и фазовых превращений в твердом состоянии. Однако такие разрезы не дают полного представления обо всех сплавах данной тройной системы, но лишь о тех, что находятся в сечении. Этот недостаток устраним, если для данной тройной системы построено два или несколько политермических разреза. Рациональный выбор разрезов позволяет относительно полно определить наиболее характерные свойства тройных сплавов. Например, сравнение нескольких разрезов, параллельных одной стороне треугольника, дает возможность оценить влияние третьего компонента на фазовое и структурное состояние сплава в зависимости от температуры при различном содержании остальных двух компонентов.

#### 4.9. Диаграмма системы Fe–Cr–Ni

-----

Диаграммы состояния тройных систем, в состав которых входит железо, в ряде случаев оказываются усложненными из-за наличия полиморфизма в железе. При сплавлении железа с различными элементами происходит изменение положения критических точек  $A_3$  и  $A_4$ , причем одни элементы (V, Cr, Mo, Si и др.) повышают точку  $A_3$  и снижают  $A_4$ , вызывая сужение области  $\gamma$ -фазы, в то время как другие (Mn, Ni и др.) действуют в противоположном направлении, что приводит к расширению  $\gamma$ -области.

В системе Fe–Cr–Ni изотермическое сечение при  $1100^\circ\text{C}$  (рис. 4.13, а) значительно отличается от сечения при  $400^\circ\text{C}$  (рис. 4.13, б). В первом случае имеется лишь три области фазового равновесия:  $\alpha$ ,  $\alpha + \gamma$  и  $\gamma$ . При этом никель расширяет область  $\gamma$ -фазы, а хром — область  $\alpha$ -фазы. В системе Fe–Cr с повышением температуры образуется фаза  $\sigma$ , в основе которой лежит соединение FeCr. Данная фаза переходит из системы Fe–Cr в систему Fe–Cr–Ni, и введение никеля совместно с другими фазами увеличивает вероятность возникновения  $\sigma$ -фазы (область этой фазы расширяется).

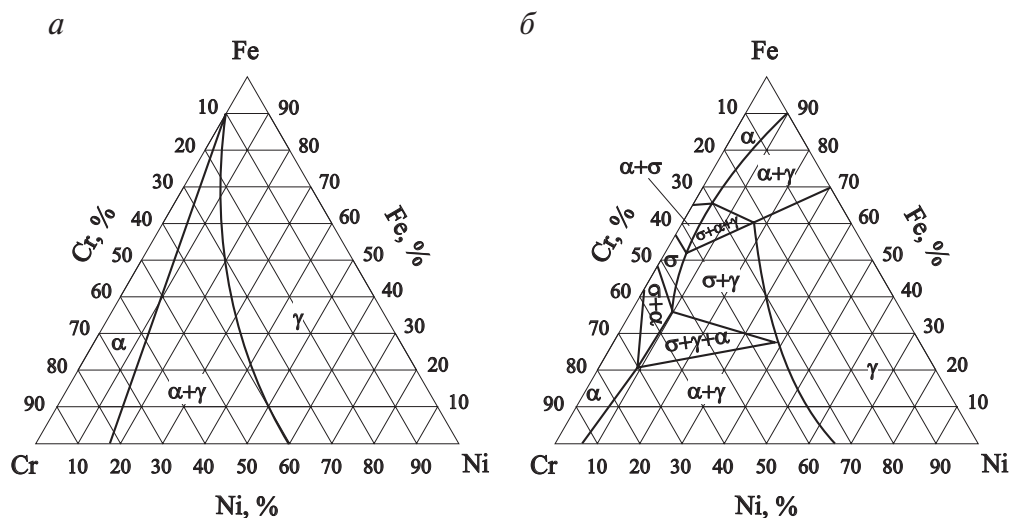


Рис. 4.13. Изотермические разрезы системы Fe–Cr–Ni при (а) 1100 °С, (б) 400 °С [7]

#### 4.10. Диаграмма системы Fe–C–Si

На рис. 4.14 приведены вертикальные разрезы диаграммы Fe–Si–C при содержании 2; 3,8 и 11 % Si. Сравните приведенные разрезы с диаграммой Fe–C и укажите, каково влияние Si на содержание C в эвтектике, эвтектоиде и температуру образования эвтектоида из аустенита, а также область существования аустенита.

#### 4.11. Диаграмма системы Fe–Cr–Co

На рис. 4.15 показаны изотермические сечения системы Fe–Cr–Co при температурах 1200, 600 и 20 °С. В сечении при 600 °С имеется область непрерывных твердых растворов со структурой  $\alpha$ -фазы, простирающаяся от грани Fe–Cr к грани Cr–Co. По мере снижения температуры сплавов фазовый состав упрощается. При комнатной температуре (рис. 4.15, в) область твердых растворов на основе кобальта с гексагональной решеткой —  $\epsilon$ -фаза — «проникает» глубоко в тройную систему [9].

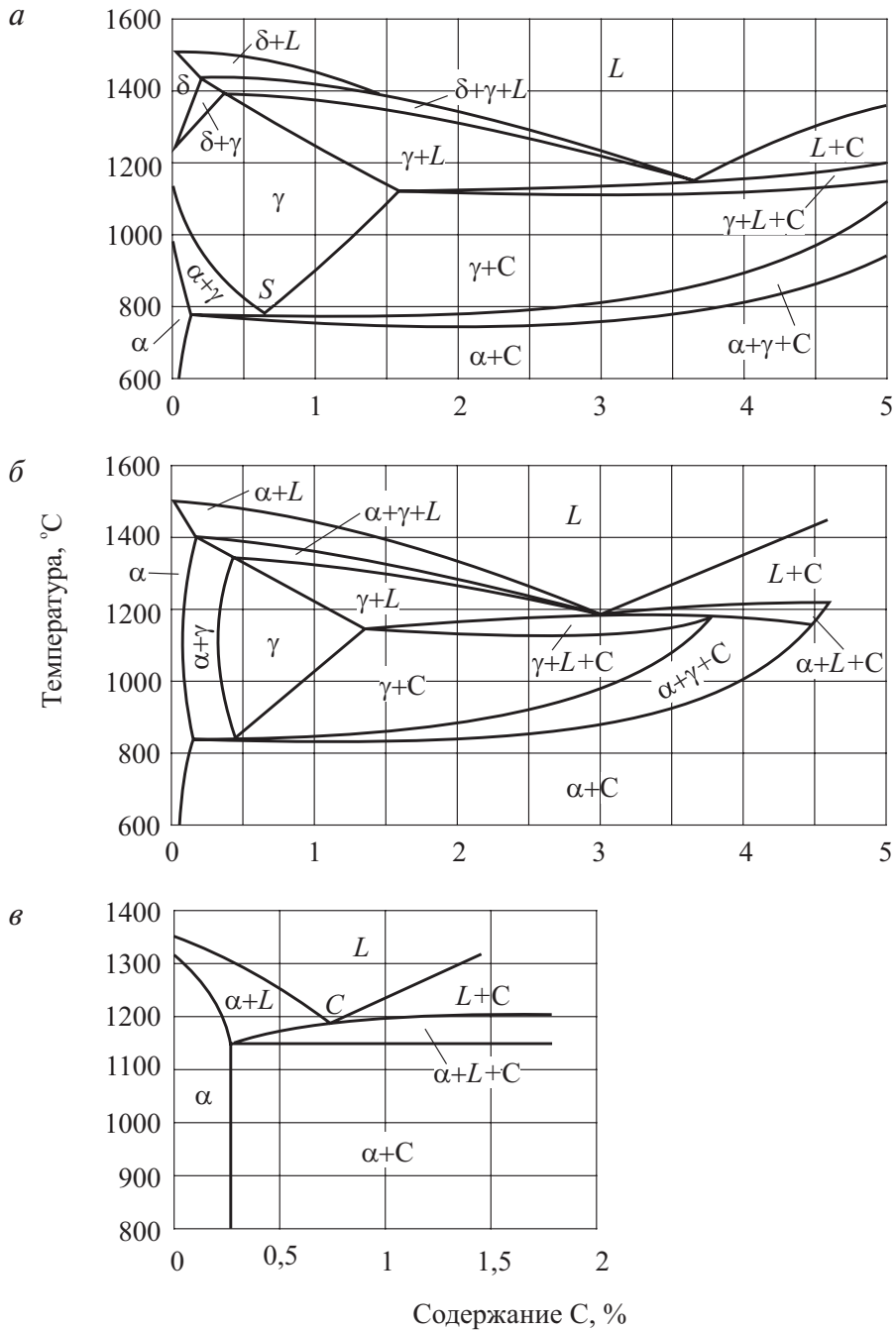


Рис. 4.14. Политермические разрезы диаграммы Fe—C—Si параллельно стороне Fe—C при (а) 2%, (б) 3,8%, (в) 11 % Si [7]

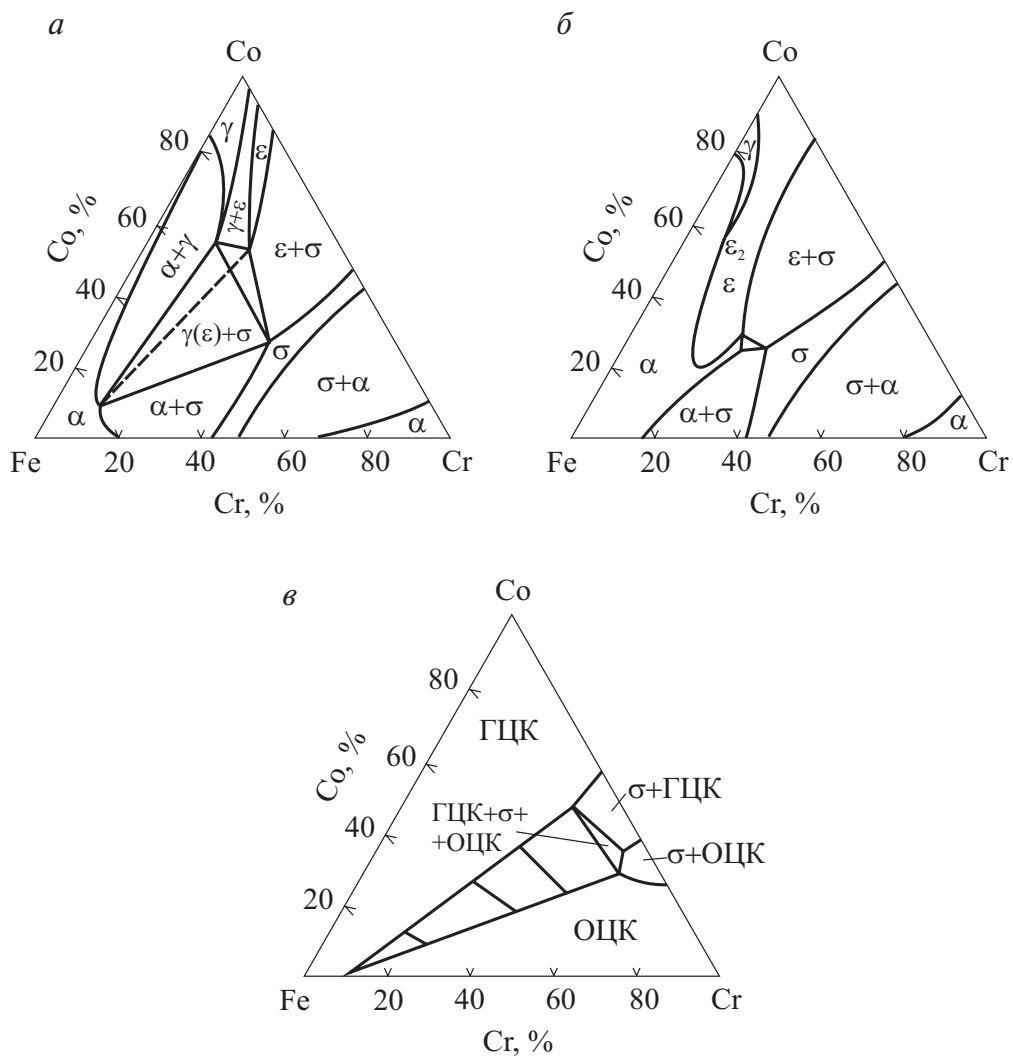


Рис. 4.15. Изотермические разрезы тройной диаграммы Fe–Cr–Co при (а) 600 °C, (б) 1200 °C, (в) 20 °C [9]

## 5. Задачи

### Примеры решения

#### Задание № 1

Построено политермическое (вертикальное) сечение тройной диаграммы с тройной эвтектикой (рис. 5.1). Во всех областях расставлены имеющиеся фазы.

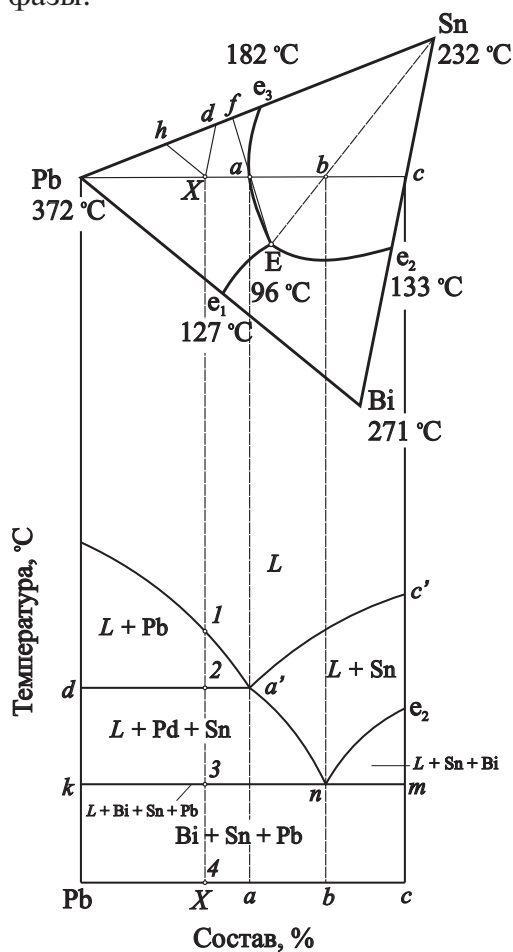


Рис. 5.1. Политермическое сечение тройной диаграммы с тройной эвтектикой



Определен химический состав сплава  $X$  способом Геллера:

$$\% \text{ Bi} = [d-h]; \% \text{ Pb} = [\text{Sn}-d]; \% \text{ Sn} = [\text{Pb}-h].$$

Опишем фазовые превращения в сплаве  $X$ .

- Выше температуры  $t$  в точке 1 сплав находится в жидком состоянии.
- Процесс кристаллизации начинается чуть ниже температуры  $t_1$ , когда линия сплава  $X$  пересечет поверхность ликвидуса. Из жидкой фазы начнут кристаллизоваться первичные кристаллы Pb. Процесс кристаллизации Pb осуществляется в интервале температур  $t$  точек 1–2, при этом химический состав жидкой фазы изменяется по линии, лежащей на поверхности ликвидуса.
- В интервале температур  $t$  точек 2–3 жидкая фаза кристаллизуется в двойную эвтектику, состоящую из смеси кристаллов Sn и Pb. Химический состав жидкой фазы изменяется по линии двойной эвтектики  $Ee_3$  от точки  $a$  до толчки  $E$  (см. концентрационный треугольник, рис. 5.1).
- При температуре  $t_3$  химический состав жидкой фазы будет соответствовать точке тройной  $E$ . Жидкая фаза будет пересыщена всеми тремя компонентами и, следовательно, закристаллизуется в тройную эвтектику, состоящую из кристаллов Pb, Sn и Bi. Образованием тройной эвтектической смеси завершается процесс кристаллизации.
- В интервале температур  $t$  точек 3–4 в сплаве в равновесии находятся твердые фазы постоянного состава. Фазовых превращений нет. Происходит физическое охлаждение твердых фаз: Pb, Sn и Bi.

В результате фазовых превращений в сплаве  $X$  сформировалась следующая структура: первичные кристаллы Pb<sub>1</sub>; двойная эвтектика (Sn + Pb); тройная эвтектика (Pb + Sn + Bi).

Весовое количество структурных составляющих, %:

$$Q_{\text{Pb}} = \frac{Xa}{\text{Pba}} \cdot 100\% ;$$

$$Q_{\text{Pb+Sn}} = \frac{Ea}{Ef} (100 - Q_{\text{Pb}}) ;$$

$$Q_{\text{Pb+Sn+Bi}} = \frac{af}{Ef} (100 - Q_{\text{Pb}}) .$$

## Задание № 2

Построено изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с тройной эвтектикой при температуре  $t_{e2} < t < t_{e3}$  (рис. 5.2).

В сечении изображены следующие линии:

- $ab$  — след сечения поверхности ликвидуса для области кристаллизации Bi;
- $cn, nd$  — след сечения поверхностей ликвидуса для областей кристаллизации соответственно Pb и Sn;
- $Pb \text{ } n \text{ } Sn$  — след сечения конодной поверхности начала кристаллизации двойной эвтектики ( $Pb + Sn$ ).

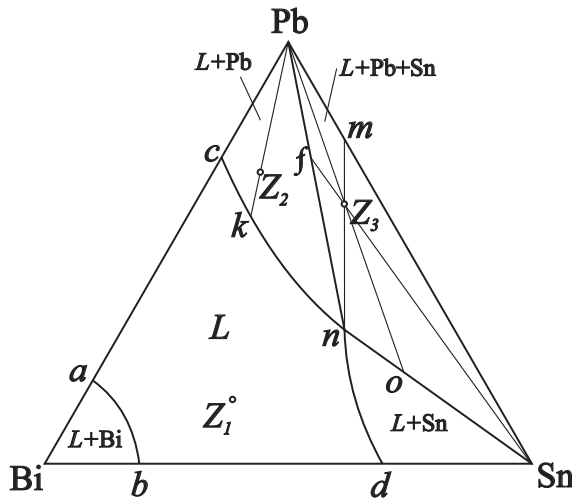


Рис. 5.2. Изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с тройной эвтектикой

В представленном на рис. 5.2 сечении показаны фазовые составляющие, имеющиеся в сплавах при температуре  $t_{e2} < t < t_{e3}$ .

В сплаве  $Z_1$  имеется одна фаза, представляющая собой однородный жидкий раствор с концентрацией компонентов, соответствующей указанному сплаву. Весовое количество жидкой фазы в сплаве  $Z_1$  равно 100 % ( $Q_L = 100\%$ ).

Сплав  $Z_2$  состоит из двух фаз: кристаллов Pb и жидкой фазы, химический состав которой определяется точкой  $k$ . Весовое количество фаз определяется по правилу рычага:

$$Q_L = \frac{\text{Pb}Z_2}{\text{Pbk}} \cdot 100\% ;$$

$$Q_{\text{Pb}} = \frac{kZ_2}{\text{Pbk}} \cdot 100\% .$$

Сплав  $Z_3$  состоит из трех фаз: кристаллов Pb, кристаллов Sn и жидкой фазы, химический состав которой определяется точкой  $n$ . Фигуративная точка сплава  $Z_3$  находится под конодной поверхностью начала кристаллизации двойной эвтектики (Pb + Sn). Количество каждой из трех фаз может быть определено для сплава  $Z_3$  с помощью правила центра тяжести весового треугольника. В этом случае фигуративную точку сплава  $Z_3$  следует принять за точку центра тяжести весового треугольника. Проведем прямую из точки  $n$  через точку сплава  $Z_3$  до пересечения со стороной треугольника (точка  $m$ ), тогда количество жидкой фазы будет равно

$$Q_L = \frac{mZ_3}{mn} \cdot 100\% .$$

Количество твердых фаз Pb и Sn можно найти, проведя линии Pb- $o$  и Sn- $f$ , тогда

$$Q_{\text{Pb}} = \frac{Z_3o}{\text{Pbo}} \cdot 100\% ,$$

$$Q_{\text{Sn}} = \frac{Z_3f}{\text{Snf}} \cdot 100\% .$$

Следует отметить, что любой сплав, находящийся в трехфазной области диаграммы, содержит одни и те же фазы одинакового состава, различными будут весовые количества этих фаз.

**Вариант 1**

1. Постройте указанное в задании политермическое сечение тройной диаграммы с тройной эвтектикой, проекция которой на концентрационный треугольник представлена на рис. 5.3, *а* и 5.3, *б*. Положение секущей плоскости приведено в табл. 5.1.
2. Во всех областях сечения расставьте имеющиеся фазы.
3. Определите химический состав заданного сплава. Пользуясь сечением и проекцией диаграммы, опишите фазовые превращения, происходящие в сплаве при охлаждении, отметьте, как при этом изменяются составы фаз.
4. Укажите возможные структурные составляющие в заданном сплаве (табл. 5.1) после медленного охлаждения, подсчитайте их весовое количество.

Таблица 5.1

**Положение секущей плоскости и сплав**

Номер задания	Рисунок	Положение секущей плоскости	Сплав
11	5.3, <i>а</i>	<i>aC</i>	$x_1$
12	5.3, <i>а</i>	<i>ab</i>	$x_2$
13	5.3, <i>а</i>	<i>cd</i>	$x_3$
14	5.3, <i>а</i>	<i>mn</i>	$x_4$
15	5.3, <i>а</i>	<i>kl</i>	$x_5$
16	5.3, <i>б</i>	<i>Ab</i>	$y_1$
17	5.3, <i>б</i>	<i>Ac</i>	$y_2$
18	5.3, <i>б</i>	<i>Ad</i>	$y_3$
19	5.3, <i>б</i>	<i>Af</i>	$y_4$
110	5.3, <i>б</i>	<i>mf</i>	$y_5$

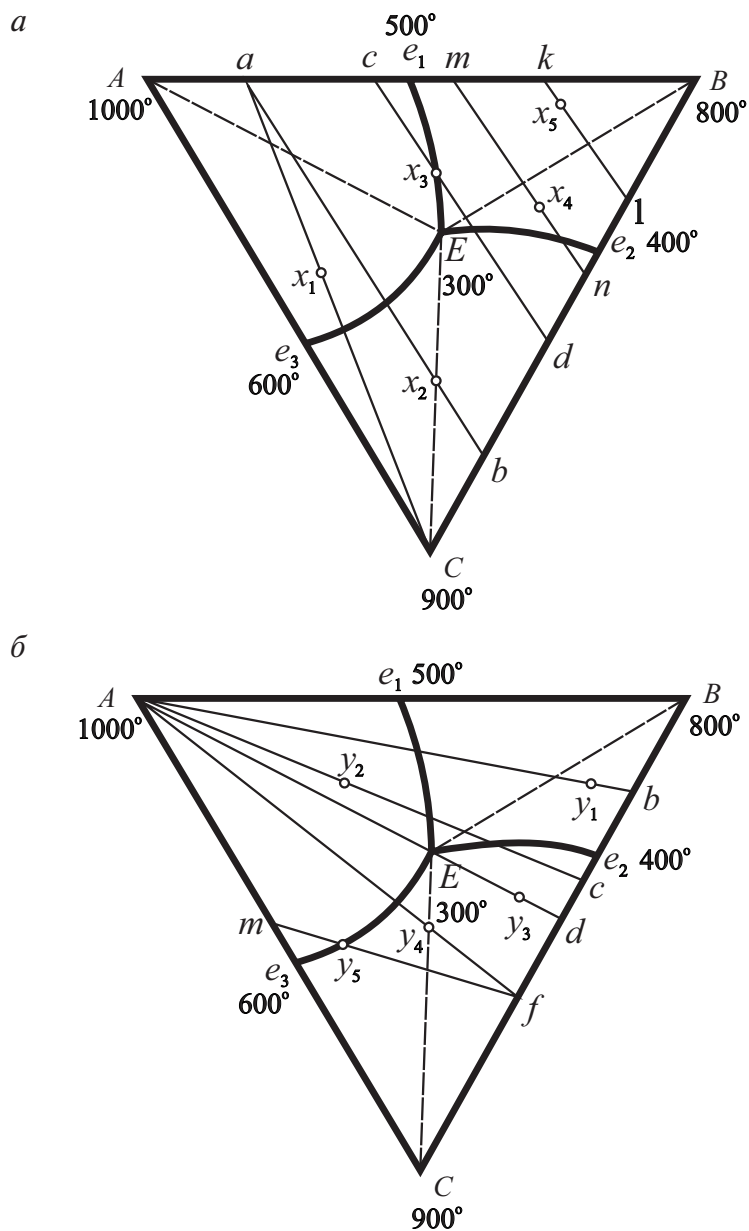


Рис. 5.3. Варианты (*a*, *б*) концентрационного треугольника:  
 $e_1E$ ,  $e_2E$ ,  $e_3E$  — линии двойных эвтектик

## Вариант 2

1. Постройте при указанной в табл. 5.2 температуре изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с тройной эвтектикой, проекция которой на концентрационный треугольник приведена на рис. 5.4.
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. Пользуясь построенным сечением, определите химический состав фаз и их весовое количество в заданных сплавах (табл. 5.2).

Таблица 5.2

Температуры, при которых следует строить сечения, и заданные сплавы

Характеристики сечения	Номер задания								
	21	22	23	24	25	26	27	28	29
Температура, °C	900	800	700	600	550	500	450	400	350
Сплавы	$x_1, x_2$	$x_3, x_6$	$x_4, x_5$	$x_6, x_7$	$x_8, x_9$	$x_4, x_9$	$x_3, x_6$	$x_1, x_5$	$x_8, x_{10}$

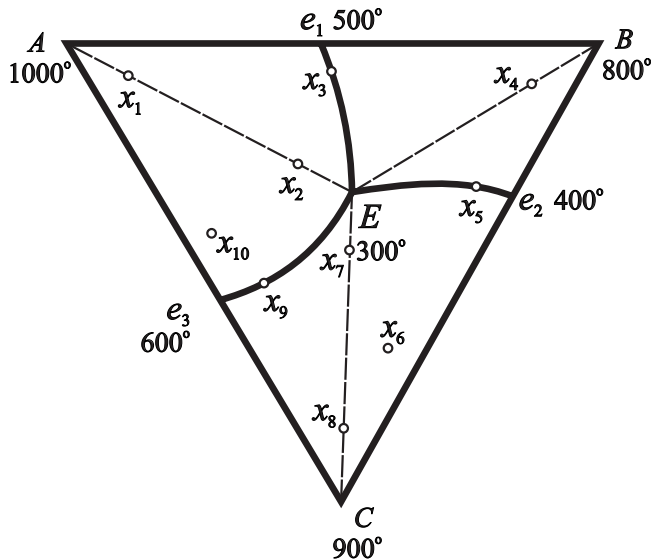


Рис. 5.4. Концентрационный треугольник:

$e_1E, e_2E, e_3E$  — линии двойных эвтектик

**Вариант 3**

1. Постройте указанное в задании (табл. 5.3) политермическое (вертикальное) сечение тройной диаграммы с химическим соединением и двумя тройными эвтектиками, проекция которой на концентрационный треугольник представлена на рис. 5.5, *а* и 5.5, *б*.
2. Во всех областях сечения расставьте имеющиеся фазы.
3. Определите химический состав заданного сплава (табл. 5.3). Пользуясь сечением и проекцией диаграммы, опишите фазовые превращения, происходящие в сплаве при охлаждении, отметьте, как при этом изменяются составы фаз.
4. Укажите возможные структурные составляющие в заданном сплаве после медленного охлаждения, подсчитайте их весовое количество.

Таблица 5.3

**Положение секущей плоскости и сплав**

Номер задания	Рисунок	Положение секущей плоскости	Сплав
31	5.5, <i>а</i>	<i>aC</i>	$x_1$
32	5.5, <i>а</i>	<i>bC</i>	$x_2$
33	5.5, <i>а</i>	<i>cC</i>	$x_3$
34	5.5, <i>а</i>	<i>dC</i>	$x_4$
35	5.5, <i>а</i>	<i>kC</i>	$x_5$
36	5.5, <i>б</i>	<i>ab</i>	$y_1$
37	5.5, <i>б</i>	<i>e_3c</i>	$y_2$
38	5.5, <i>б</i>	<i>de_1</i>	$y_3$
39	5.5, <i>б</i>	<i>mn</i>	$y_4$
310	5.5, <i>б</i>	<i>kl</i>	$y_5$

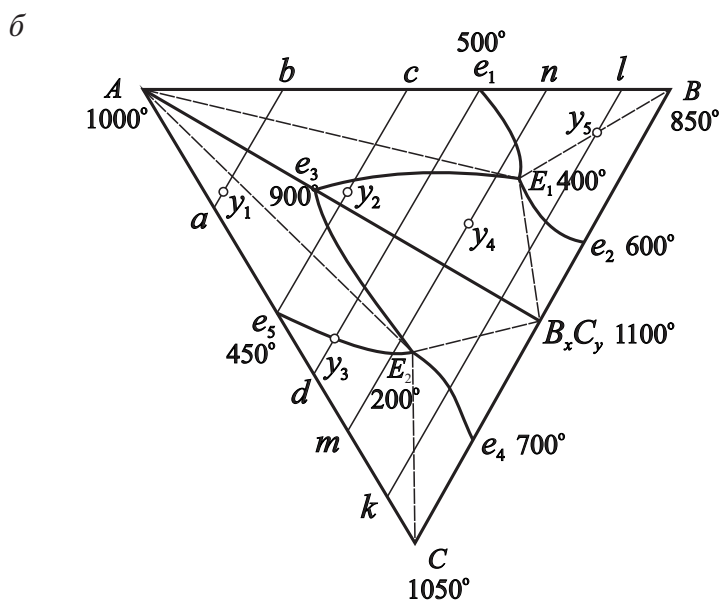
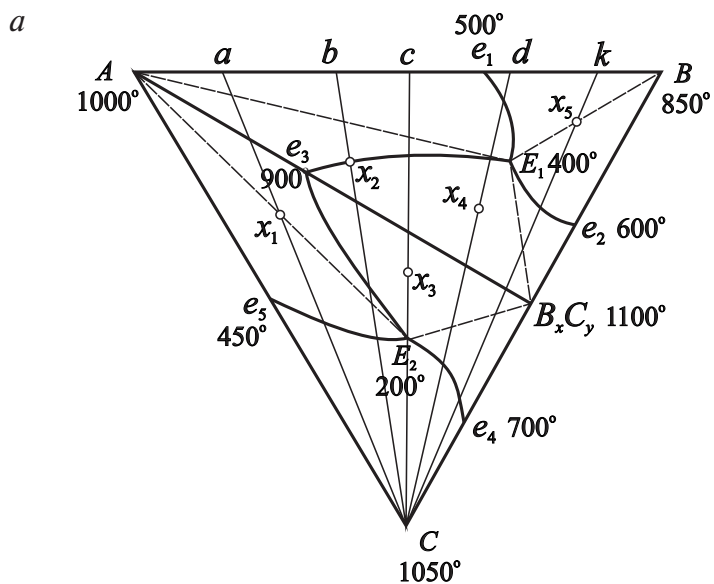


Рис. 5.5. Варианты (*a*, *б*) концентрационного треугольника:  
 $e_1E_1, e_2E_1, e_3E_1, e_3E_2, e_4E_2, e_5E_2$  — линии двойных эвтектик



### Вариант 4

1. Постройте при указанной в табл. 5.4 температуре изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с химическим соединением и двумя тройными эвтектиками, проекция которой на концентрационный треугольник приведена на рис. 5.6.
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. Пользуясь построенным сечением, определите химический состав фаз и их весовое количество в заданных сплавах (табл. 5.4).

Таблица 5.4

Температуры, при которых следует строить сечения, и заданные сплавы

Характеристики сечения	Номер задания									
	41	42	43	44	45	46	47	48	49	410
Температура, °C	1000	900	850	750	700	600	500	450	425	300
Сплавы	$x_1, x_{10}$	$x_2, x_3$	$x_3, x_4$	$x_5, x_6$	$x_2, x_7$	$x_6, x_8$	$x_4, x_9$	$x_1, x_5$	$x_6, x_9$	$x_1, x_{10}$

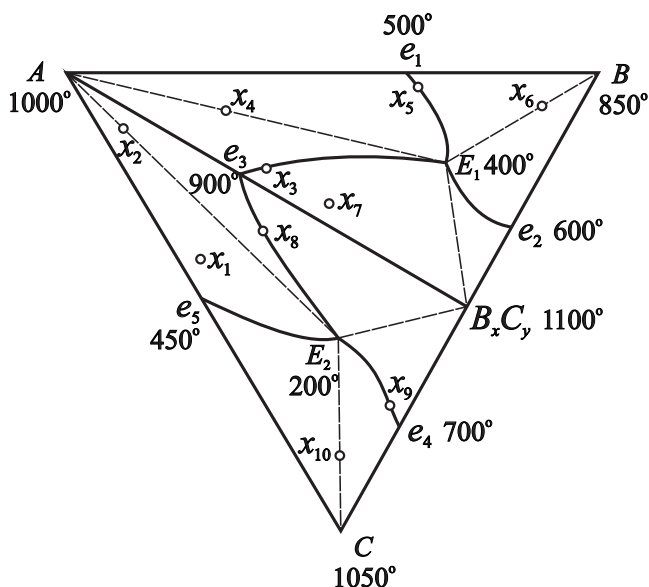


Рис. 5.6. Концентрационный треугольник:  
 $e_1E_1, e_2E_1, e_3E_1, e_3E_2, e_4E_2, e_5E_2$  — линии двойных эвтектик

**Вариант 5**

1. Постройте указанное в табл. 5.5 политермическое (вертикальное) сечение тройной диаграммы с ограниченной растворимостью в двух парах компонентов, неограниченной — в третьей и эвтектическим превращением, проекция которой на концентрационный треугольник представлена на рис. 5.7, *a* и 5.7, *б*.
2. Во всех областях сечения расставьте имеющиеся фазы.
3. Определите химический состав заданного сплава. При помощи сечения и проекции диаграммы опишите фазовые превращения, происходящие в сплаве при охлаждении, отметьте, как при этом изменяются составы фаз.
4. Укажите возможные структурные составляющие в заданном сплаве (табл. 5.5) после медленного охлаждения, подсчитайте их весовое количество.

Таблица 5.5

**Положение секущей плоскости и сплав**

Номер задания	Рисунок	Положение секущей плоскости	Сплав
51	5.7, <i>a</i>	<i>aB</i>	$x_1$
52	5.7, <i>a</i>	<i>bB</i>	$x_2$
53	5.7, <i>a</i>	<i>cB</i>	$x_3$
54	5.7, <i>a</i>	<i>dB</i>	$x_4$
55	5.7, <i>a</i>	<i>nB</i>	$x_5$
56	5.7, <i>б</i>	<i>ab</i>	$y_1$
57	5.7, <i>б</i>	<i>cd</i>	$y_2$
58	5.7, <i>б</i>	<i>mh</i>	$y_3$
59	5.7, <i>б</i>	<i>kl</i>	$y_4$
510	5.7, <i>б</i>	<i>fr</i>	$y_5$

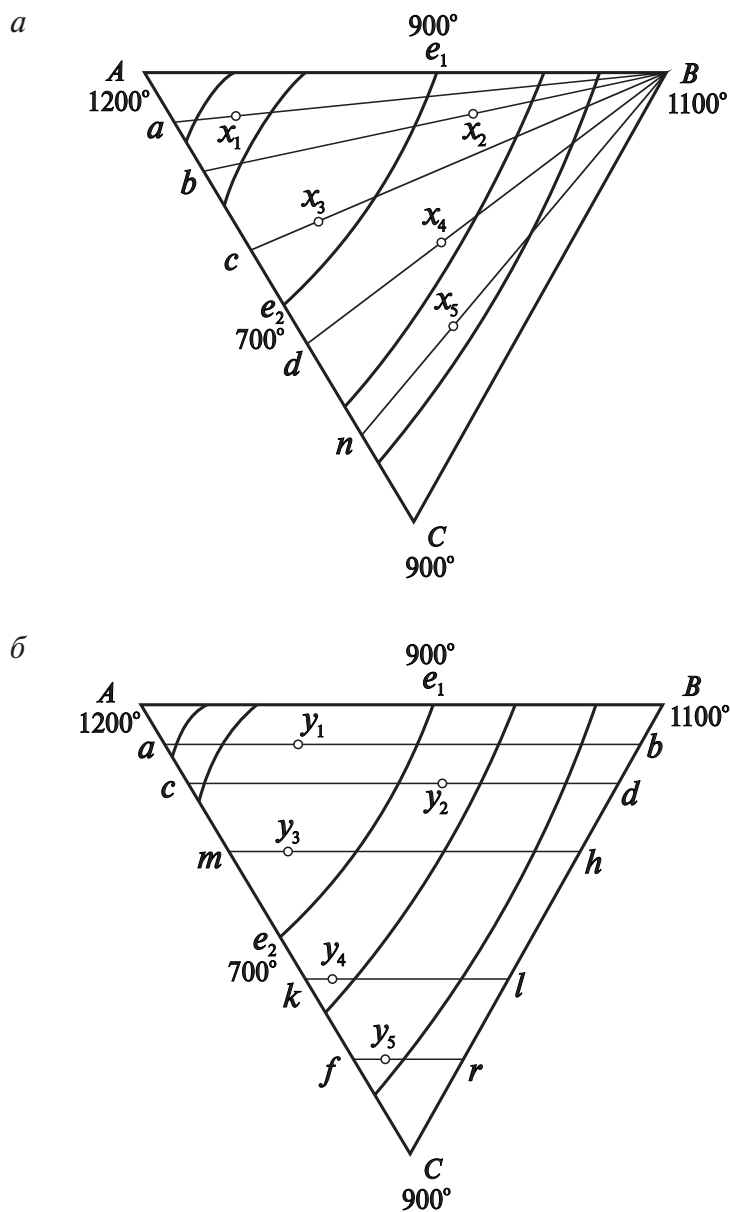


Рис. 5.7. Варианты (*a*, *б*) концентрационного треугольника:  
 $e_1e_2$  — линии эвтектического превращения

## Вариант 6

1. Постройте при указанной в табл. 5.6 температуре изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с ограниченной растворимостью в двух парах компонентов, неограниченной — в третьей и эвтектическим превращением, проекция которой на концентрационный треугольник приведена на рис. 5.8.
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. Пользуясь построенным сечением, определите химический состав фаз и их весовое количество в заданных сплавах (табл. 5.6).

Таблица 5.6

Температуры, при которых следует строить сечения, и заданные сплавы

Характеристики сечения	Номер задания					
	61	62	63	64	65	66
Температура, °C	1000	900	850	750	700	600
Сплавы	$x_1, x_{10}$	$x_2, x_3$	$x_3, x_4$	$x_5, x_6$	$x_2, x_7$	$x_6, x_8$

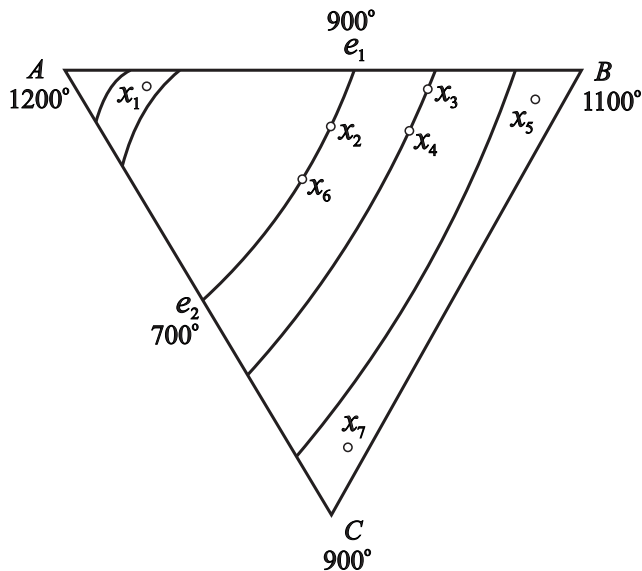


Рис. 5.8. Концентрационный треугольник:  
 $e_1e_2$  — линии эвтектического превращения

**Вариант 7**

1. Постройте указанное в табл. 5.7 политермическое (вертикальное) сечение тройной диаграммы с ограниченной растворимостью в двух парах компонентов, неограниченной — в третьей и перитектическим превращением, проекция которой на концентрационный треугольник представлена на рис. 5.9, *а* и 5.9, *б*.
2. Во всех областях сечения расставьте имеющиеся фазы.
3. Определите химический состав заданного сплава (табл. 5.7). Пользуясь сечением и проекцией диаграммы, опишите фазовые превращения, происходящие в сплаве при охлаждении, отметьте, как при этом изменяются составы фаз.
4. Укажите возможные структурные составляющие в заданном сплаве после медленного охлаждения, подсчитайте их весовое количество.

Таблица 5.7

**Положение секущей плоскости и сплав**

Номер задания	Рисунок	Положение секущей плоскости	Сплав
71	5.9, <i>а</i>	<i>aB</i>	$x_1$
72	5.9, <i>а</i>	<i>bB</i>	$x_2$
73	5.9, <i>а</i>	<i>cB</i>	$x_3$
74	5.9, <i>а</i>	<i>dB</i>	$x_4$
75	5.9, <i>а</i>	<i>fB</i>	$x_5$
76	5.9, <i>б</i>	<i>ab</i>	$y_1$
77	5.9, <i>б</i>	<i>cd</i>	$y_2$
78	5.9, <i>б</i>	<i>ef</i>	$y_3$
79	5.9, <i>б</i>	<i>mn</i>	$y_4$
710	5.9, <i>б</i>	<i>kl</i>	$y_5$

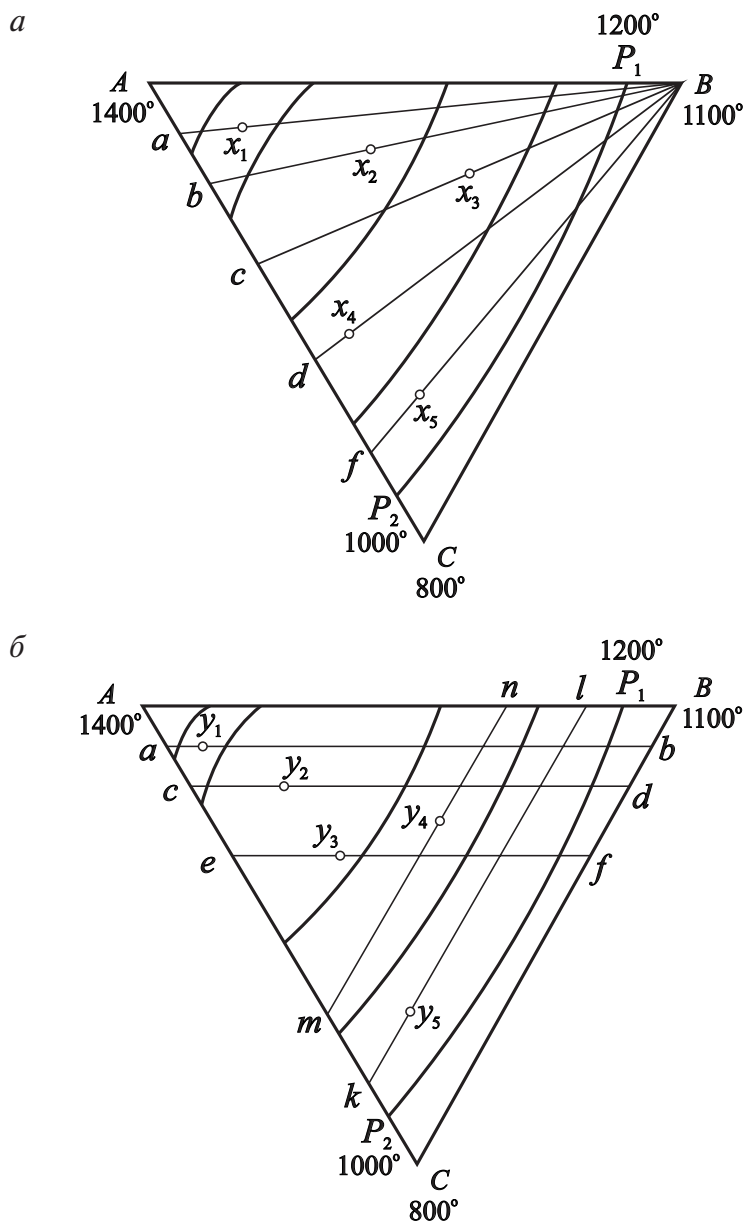


Рис. 5.9. Варианты (а, б) концентрационного треугольника:  
 $P_1P_2$  — линии перитектического превращения

### Вариант 8

1. Постройте при указанной в табл. 5.8 температуре изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с ограниченной растворимостью в двух парах компонентов, неограниченной — в третьей и перитектическим превращением, проекция которой на концентрационный треугольник приведена на рис. 5.10.
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. Пользуясь построенным сечением, определите химический состав фаз и их весовое количество в заданных сплавах (табл. 5.8).

Таблица 5.8

Температуры, при которых следует строить сечения, и заданные сплавы

Характеристики	Номер задания					
	81	82	83	84	85	86
Температура, °C	1300	1200	1100	1050	1000	700
Сплавы	$x_1, x_7$	$x_3, x_8$	$x_2, x_4$	$x_5, x_6$	$x_2, x_7$	$x_3, x_8$

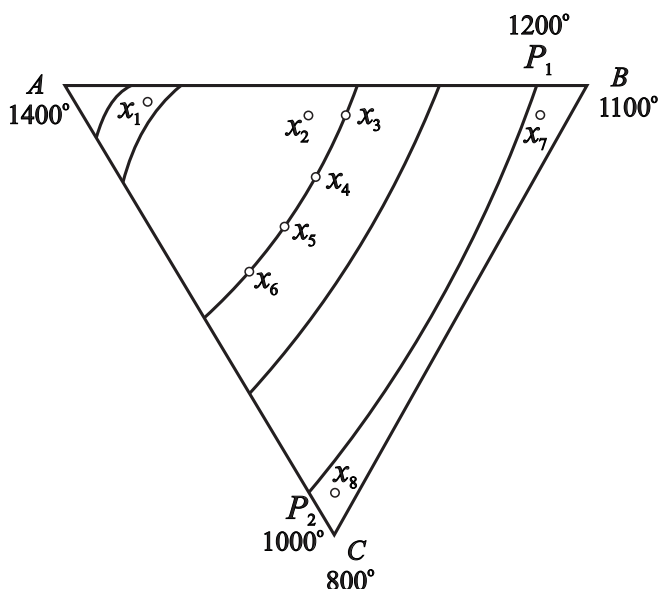


Рис. 5.10. Концентрационный треугольник:  
 $P_1P_2$  — линии перитектического превращения

**Вариант 9**

1. Постройте указанное в задании политермическое (вертикальное) сечение тройной диаграммы с неограниченной растворимостью в двух парах компонентов, ограниченной — в третьей и эвтектическим превращением, проекция которой на концентрационный треугольник представлена на рис. 5.11, *a* и 5.11, *б*.
2. Во всех областях сечения расставьте имеющиеся фазы.
3. Определите химический состав заданного сплава (табл. 5.9). Пользуясь сечением и проекцией диаграммы, опишите фазовые превращения, происходящие в сплаве при охлаждении, отметьте, как при этом изменяются составы фаз.
4. Укажите возможные структурные составляющие в заданном сплаве после медленного охлаждения, подсчитайте их весовое количество.

Таблица 5.9

**Положение секущей плоскости и сплав**

Номер задания	Рисунок	Положение секущей плоскости	Сплав
91	5.11, <i>a</i>	<i>Ab</i>	$x_1$
92	5.11, <i>a</i>	<i>Ac</i>	$x_2$
93	5.11, <i>a</i>	<i>Ad</i>	$x_3$
94	5.11, <i>a</i>	<i>Ck</i>	$x_4$
95	5.11, <i>б</i>	<i>ab</i>	$y_1$
96	5.11, <i>б</i>	<i>cd</i>	$y_2$
97	5.11, <i>б</i>	<i>mn</i>	$y_3$



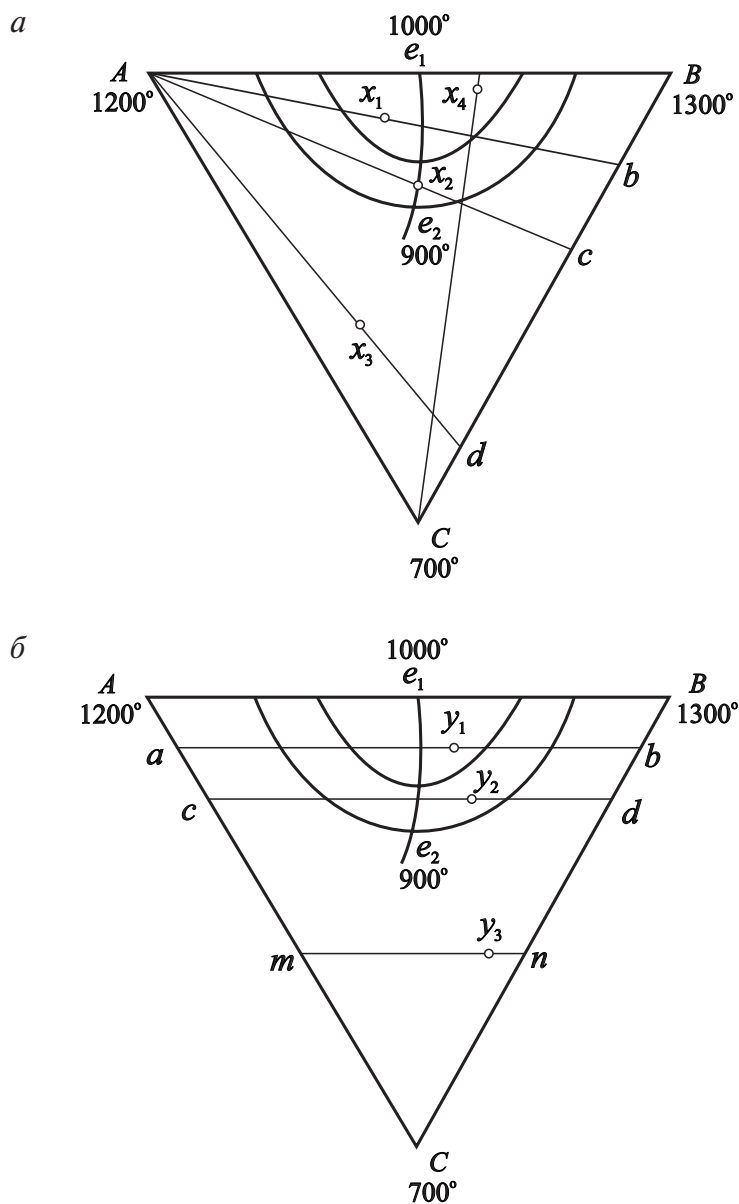


Рис. 5.11. Варианты (*a*, *б*) концентрационного треугольника:  
 $e_1e_2$  — линии эвтектического превращения

**Вариант 10**

1. Постройте при указанной в табл. 5.10 температуре изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с неограниченной растворимостью в двух парах компонентов, ограниченной — в третьей и эвтектическим превращением, проекция которой на концентрационный треугольник приведена на рис. 5.12.
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. Пользуясь построенным сечением, определите химический состав фаз и их весовое количество в заданных сплавах (табл. 5.10).

Таблица 5.10

Температуры, при которых следует строить сечения, и заданные сплавы

Характеристики	Номер задания				
	101	102	103	104	105
Температура, °C	1200	1000	950	800	700
Сплавы	$x_1, x_3$	$x_2, x_6$	$x_1, x_4$	$x_5, x_3$	$x_2, x_5$

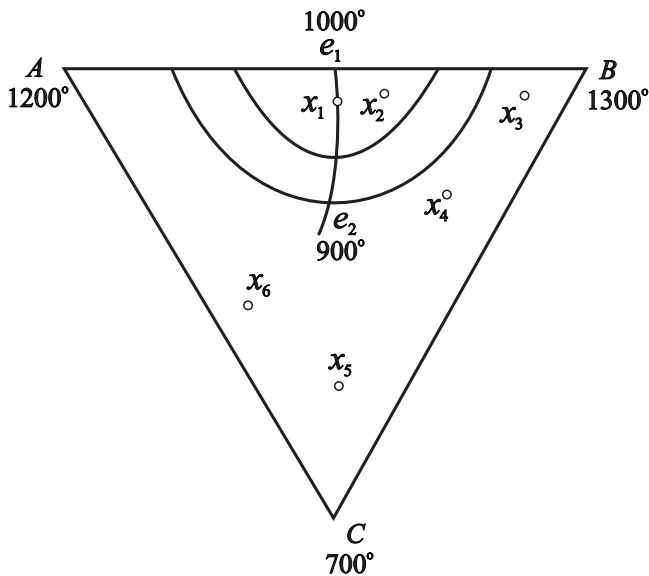


Рис. 5.12. Концентрационный треугольник:  
 $e_1 e_2$  — линии эвтектического превращения

### Вариант 11

На рис. 5.13, *а* дано изотермическое (горизонтальное) сечение диаграммы с тройной эвтектикой.

1. Определите химический состав сплава  $x_1$ .
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. В сплавах  $x_1$ ,  $x_2$ ,  $x_3$  определите химический состав фаз и их весовые количества.
4. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы на разрезе получилась линия *ab*.

### Вариант 12

На рис. 5.13, *б* дано изотермическое (горизонтальное) сечение диаграммы с тройной эвтектикой.

1. Определите химический состав сплава  $x_1$ .
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. В сплавах  $x_1$ ,  $x_2$ ,  $x_3$  определите химический состав фаз и их весовые количества.
4. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы на разрезе получилась линия *Ab*.

### Вариант 13

На рис. 5.13, *в* дано изотермическое (горизонтальное) сечение диаграммы с тройной эвтектикой.

1. Определите химический состав сплава  $x_1$ .
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. В сплавах  $x_1$ ,  $x_2$ ,  $x_3$  определите химический состав фаз и их весовые количества.
4. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы на разрезе получилась линия *ab*.

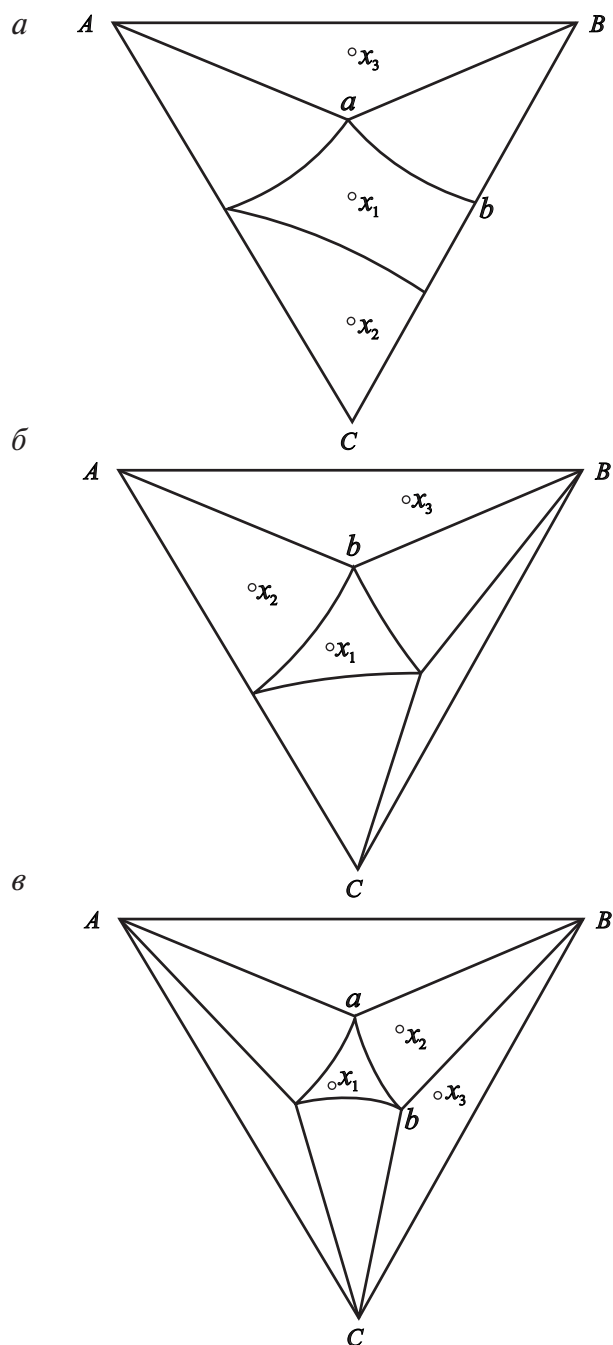


Рис. 5.13. Варианты (*a*, *б*, *в*) изотермического (горизонтальное) сечения диаграммы с тройной эвтектикой

### Вариант 14

На рис. 5.14, *а* дано изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с химическим соединением и двумя тройными эвтектиками.

1. Определите химический состав сплава  $x_1$ .
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. В сплавах  $x_1$ ,  $x_2$ ,  $x_3$  определите химический состав фаз и их весовые количества.
4. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы на разрезе получилась линия  $aB$ .

### Вариант 15

На рис. 5.14, *б* дано изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с химическим соединением и двумя тройными эвтектиками.

1. Определите химический состав сплава  $x_1$ .
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. В сплавах  $x_1$ ,  $x_2$ ,  $x_3$  определите химический состав фаз и их весовые количества.
4. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы на разрезе получилась линия  $ab$ .

### Вариант 16

На рис. 5.14, *в* дано изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с химическим соединением и двумя тройными эвтектиками.

1. Определите химический состав сплава  $x_1$ .
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. В сплавах  $x_1$ ,  $x_2$ ,  $x_3$  определите химический состав фаз и их весовые количества.
4. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы на разрезе получилась линия  $Ab$ .

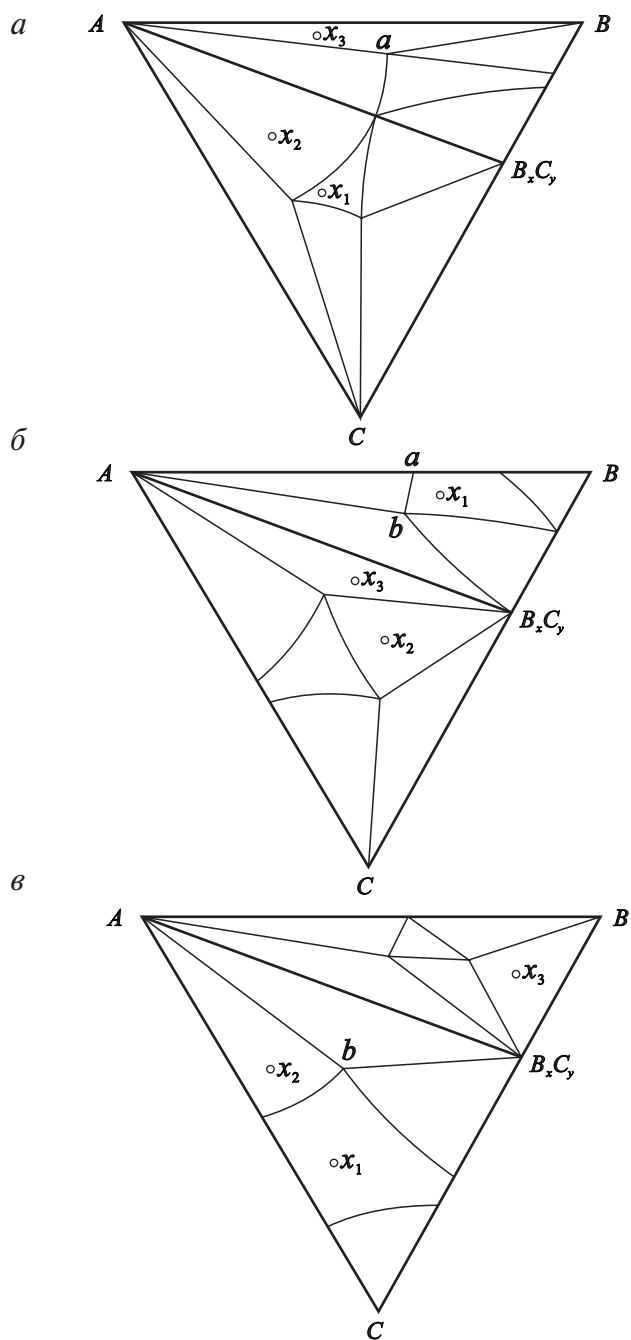


Рис. 5.14. Варианты изотермического (горизонтальное) сечения тройной диаграммы с химическим соединением и двумя тройными эвтектиками

### Вариант 17

На рис. 5.15, *а* дано изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с ограниченной растворимостью в двух парах компонентов, неограниченной — в третьей и эвтектическим превращением.

1. Определите химический состав сплава  $x_1$ .
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. В сплавах  $x_1$ ,  $x_2$ ,  $x_3$  определите химический состав фаз и их весовые количества.
4. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы на разрезе получилась линия  $ab$ .

### Вариант 18

На рис. 5.15, *б* дано изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с ограниченной растворимостью в двух парах компонентов, неограниченной — в третьей и эвтектическим превращением.

1. Определите химический состав сплава  $x_1$ .
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. В сплавах  $x_1$ ,  $x_2$  определите химический состав фаз и их весовые количества.
4. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы на разрезе получилась линия  $ab$ .

### Вариант 19

На рис. 5.15, *в* дано изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с ограниченной растворимостью в двух парах компонентов, неограниченной — в третьей и эвтектическим превращением.

1. Определите химический состав сплава  $x_1$ .
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. В сплавах  $x_1$ ,  $x_2$  определите химический состав фаз и их весовые количества.
4. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы на разрезе получилась линия  $ab$ .

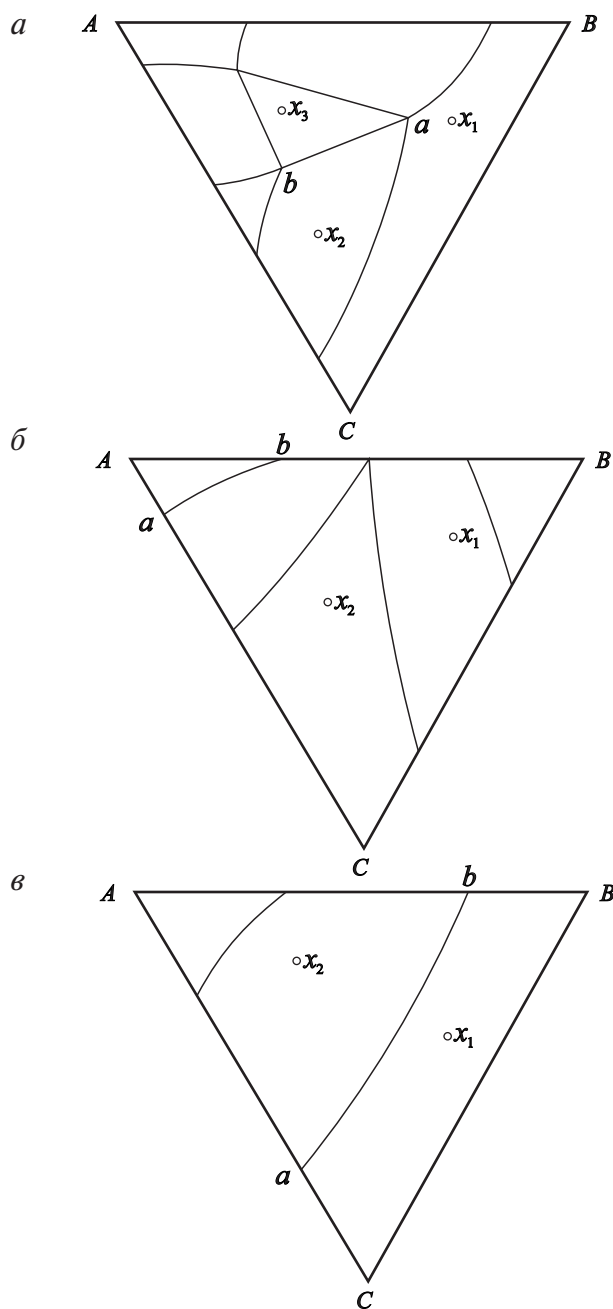


Рис. 5.15. Варианты (*a*, *б*, *в*) изотермического (горизонтальное) сечения тройной диаграммы с ограниченной растворимостью в двух парах компонентов, неограниченной — в третьей и эвтектическим превращением



### Вариант 20

На рис. 5.16, *a* дано изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с ограниченной растворимостью в двух парах компонентов, неограниченной — в третьей и перитектическим превращением.

1. Определите химический состав сплава  $x_1$ .
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. В сплавах  $x_1$ ,  $x_2$  определите химический состав фаз и их весовые количества.
4. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы на разрезе получилась линия  $ab$ .

### Вариант 21

На рис. 5.16, *б* дано изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с ограниченной растворимостью в двух парах компонентов, неограниченной — в третьей и перитектическим превращением.

1. Определите химический состав сплава  $x_1$ .
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. В сплавах  $x_1$ ,  $x_2$ ,  $x_3$  определите химический состав фаз и их весовые количества.
4. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы на разрезе получилась линия  $ab$ .

### Вариант 22

На рис. 5.16, *в* дано изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с ограниченной растворимостью в двух парах компонентов, неограниченной — в третьей и перитектическим превращением.

1. Определите химический состав сплава  $x_1$ .
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. В сплавах  $x_1$ ,  $x_2$  определите химический состав фаз и их весовые количества.
4. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы на разрезе получилась линия  $ab$ .

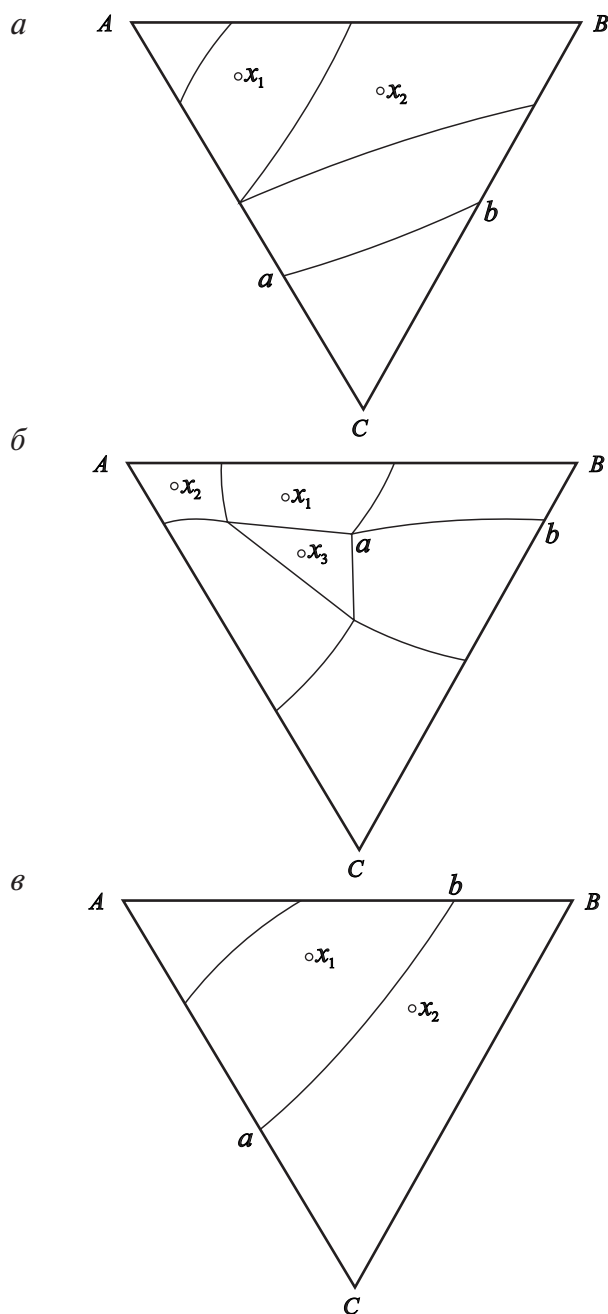


Рис. 5.16. Варианты изотермического (горизонтальное) сечения тройной диаграммы с ограниченной растворимостью в двух парах компонентов, неограниченной — в третьей и перитектическим превращением

### Вариант 23

На рис. 5.17, *а* дано изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с неограниченной растворимостью в двух парах компонентов, ограниченной — в третьей и эвтектическим превращением.

1. Определите химический состав сплава  $x_1$ .
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. В сплавах  $x_1$ ,  $x_2$ ,  $x_3$  определите химический состав фаз и их весовые количества.
4. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы на разрезе получилась линия  $ab$ .

### Вариант 24

На рис. 5.17, *б* дано изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с неограниченной растворимостью в двух парах компонентов, ограниченной — в третьей и эвтектическим превращением.

1. Определите химический состав сплава  $x_1$ .
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. В сплавах  $x_1$ ,  $x_2$  определите химический состав фаз и их весовые количества.
4. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы на разрезе получилась линия  $ab$ .

### Вариант 25

На рис. 5.17, *в* дано изотермическое (горизонтальное) сечение тройной диаграммы с неограниченной растворимостью в двух парах компонентов, ограниченной — в третьей и эвтектическим превращением.

1. Определите химический состав сплава  $x_1$ .
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. В сплавах  $x_1$ ,  $x_2$  определите химический состав фаз и их весовые количества.
4. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы на разрезе получилась линия  $ab$ .

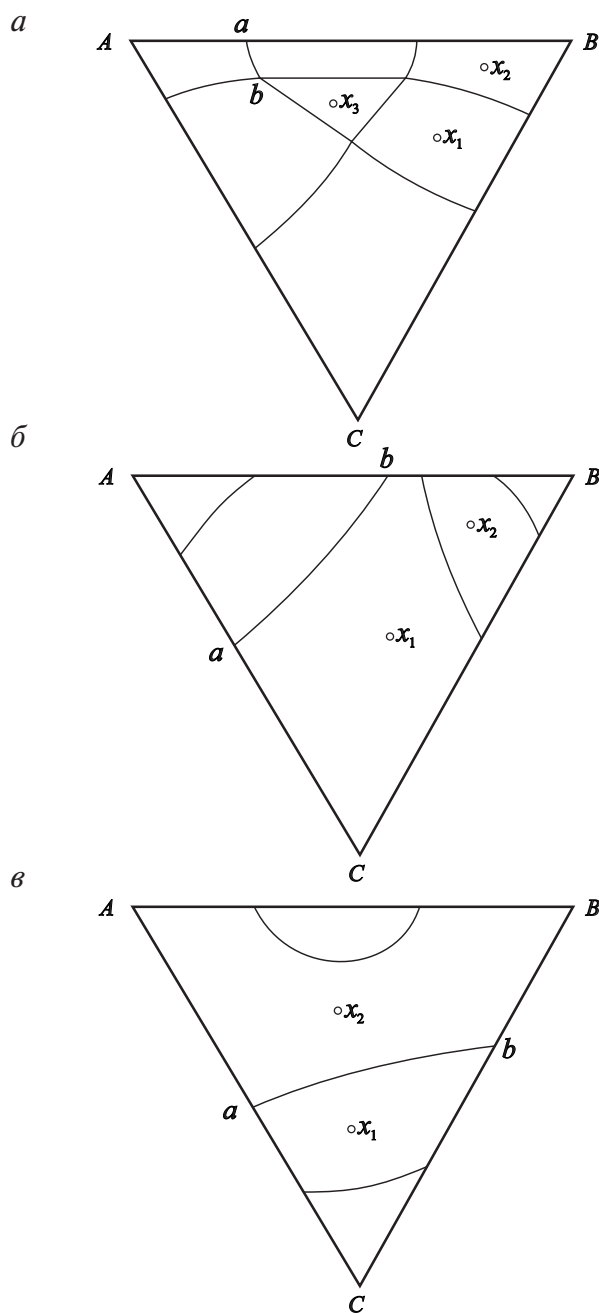


Рис. 5.17. Варианты (*a*, *б*, *в*) изотермического (горизонтальное) сечения тройной диаграммы с неограниченной растворимостью в двух парах компонентов, ограниченной — в третьей и эвтектическим превращением

### Вариант 26–29

На рис. 5.18, *а* (вариант 26), 5.18, *б* (вариант 27), 5.18, *в* (вариант 28), 5.18, *г* (вариант 29), дано политермическое (вертикальное) сечение диаграммы с тройной эвтектикой.

1. Начертите проекцию диаграммы на концентрационный треугольник и укажите приблизительно след секущей плоскости.
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы состояния на разрезе получилась линия *ab*.
4. Опишите фазовые превращения, происходящие в сплаве *x* при охлаждении, отметьте, как при этом изменяются составы фаз. Постройте термическую кривую, применяя правило числа степеней свободы (правило фаз Гиббса).
5. Укажите возможные структурные составляющие в заданном сплаве после медленного охлаждения, подсчитайте их весовое количество.

### Вариант 30–34

На рис. 5.19, *а* (вариант 30), 5.19, *б* (вариант 31), 5.19, *в* (вариант 32), 5.19, *г* (вариант 33), 5.19, *д* (вариант 34) дано политермическое (вертикальное) сечение диаграммы с ограниченной растворимостью в двух парах компонентов, неограниченной — в третьей и эвтектическим превращением.

1. Начертите проекцию диаграммы на концентрационный треугольник и укажите приблизительно след секущей плоскости.
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы состояния на разрезе получилась линия *ab*.
4. Опишите фазовые превращения, происходящие в сплаве *x* при охлаждении, отметьте, как при этом изменяются составы фаз. Постройте термическую кривую, применяя правило числа степеней свободы (правило фаз Гиббса).
5. Укажите возможные структурные составляющие в заданном сплаве после медленного охлаждения, подсчитайте их весовое количество.

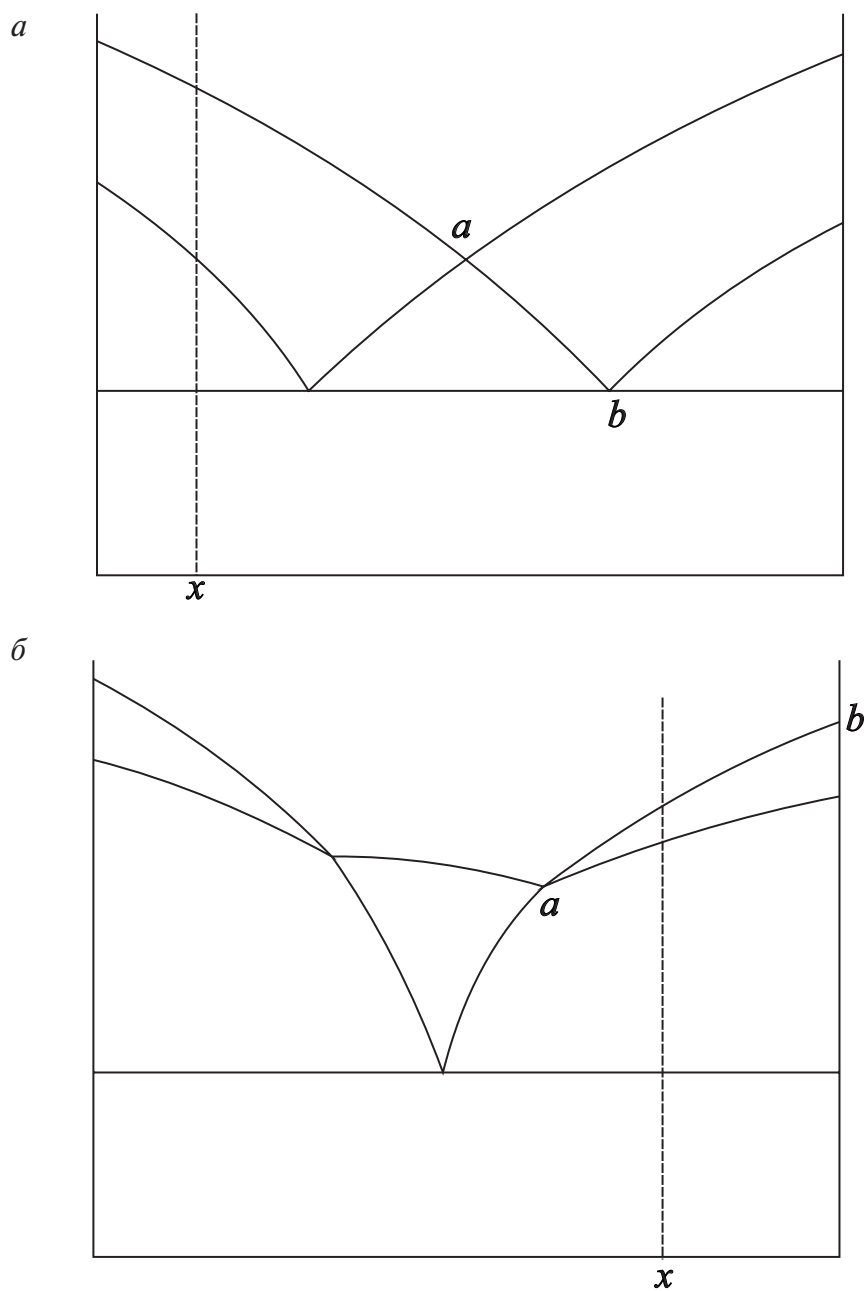


Рис. 5.18. Политермическое (вертикальное) сечение диаграммы с тройной эвтектикой ( $a$ ,  $b$ ;  $v$  и  $z$  см. на с. 105):

$a$  — для варианта 26;  $b$  — для варианта 27

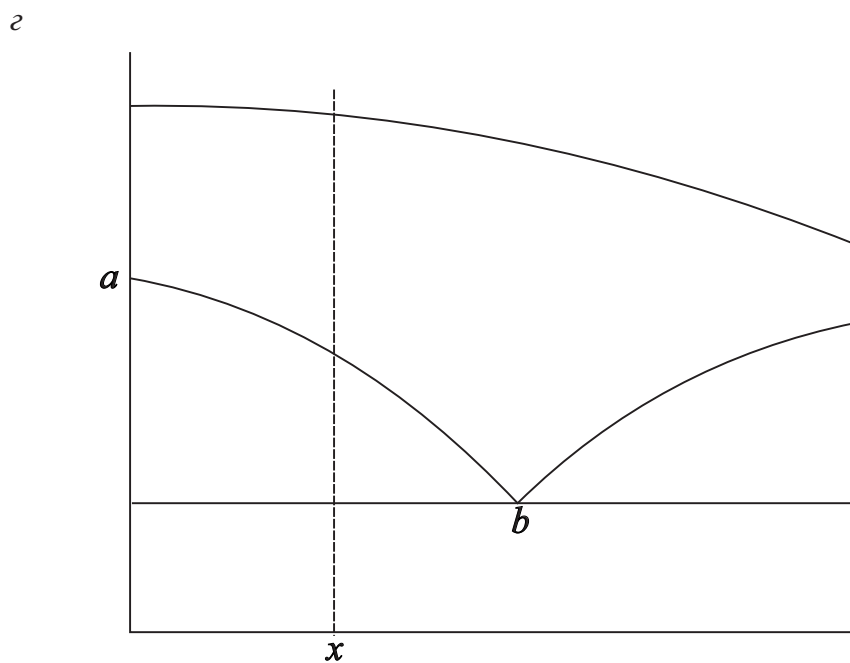
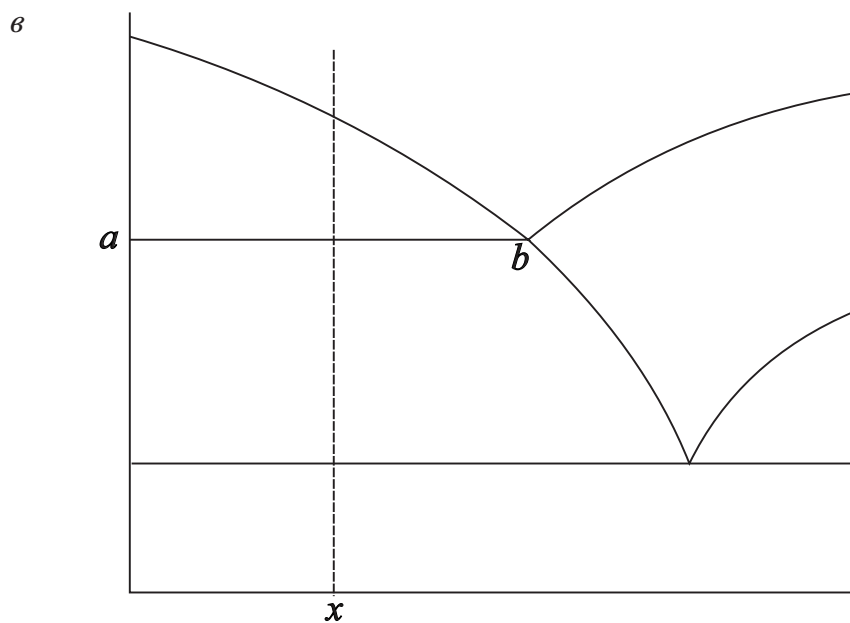


Рис. 5.18. Окончание ( $a, b$  см. на с. 104):  
*в* — для варианта 28; *г* — для варианта 29

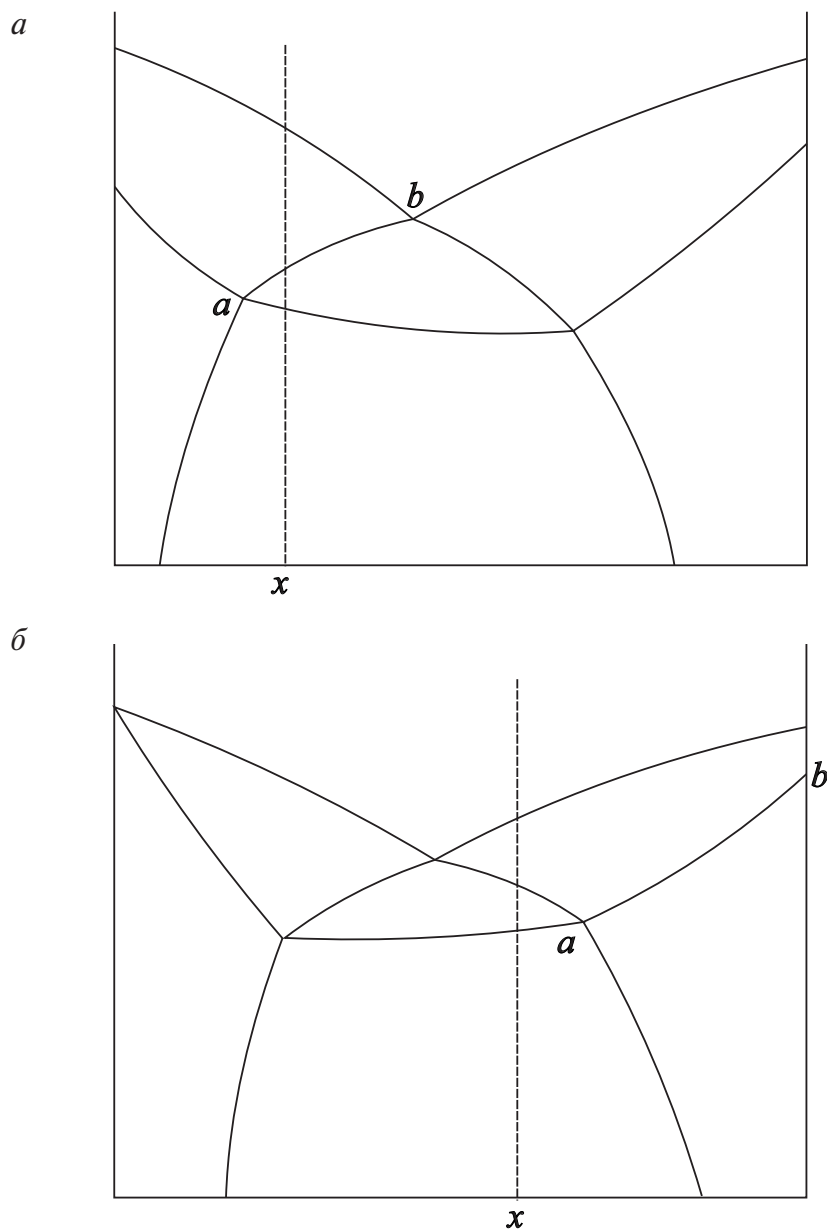


Рис. 5.19. Политермическое (вертикальное) сечение диаграммы с ограниченной растворимостью в двух парах компонентов, неограниченной — в третьей и эвтектическим превращением (*a*, *б*; *в*, *г*, *д* см. на с. 107):

*a* — для варианта 30; *б* — для варианта 31



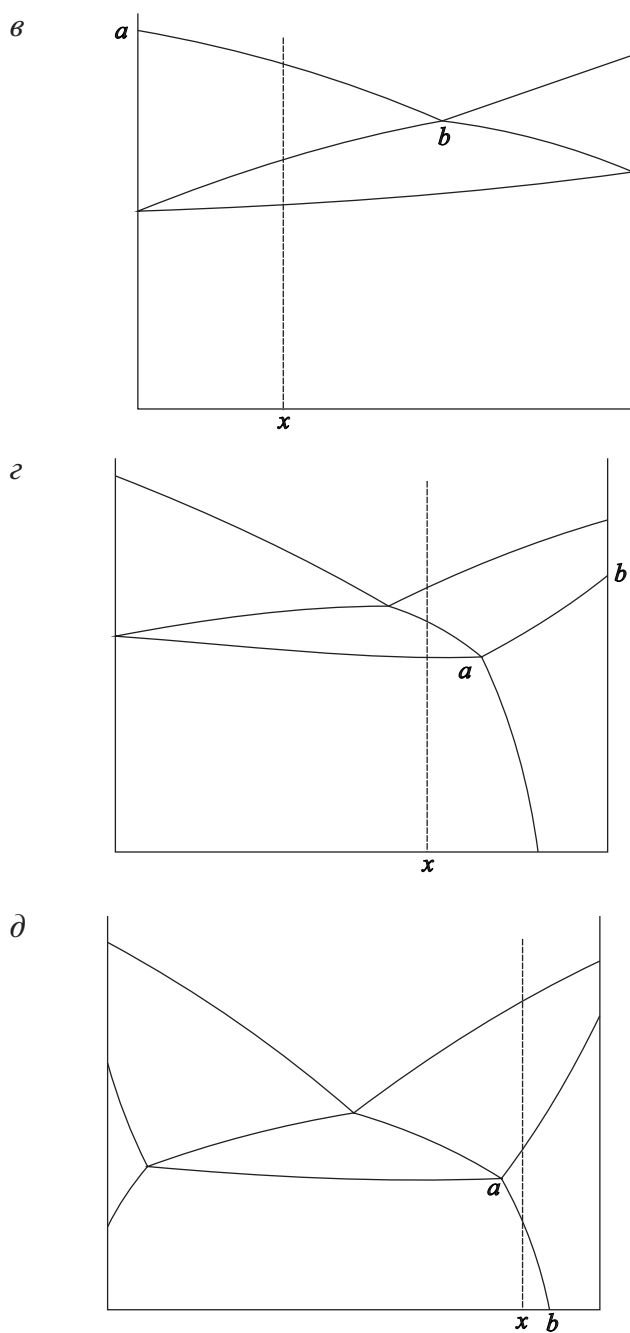


Рис. 5.19. Окончание ( $a, b$  см. на с. 106):  
 $б$  — для варианта 32;  $г$  — для варианта 33;  $д$  — для варианта 34

**Вариант 35**

На рис. 5.20, *а* (вариант 35), 5.20, *б* (вариант 36), 5.20, *в* (вариант 37), 5.20, *г* (вариант 38), 5.20, *д* (вариант 39) дано политермическое (вертикальное) сечение диаграммы с ограниченной растворимостью в двух парах компонентов, неограниченной — в третьей и перитектическим превращением.

1. Начертите проекцию диаграммы на концентрационный треугольник и укажите приблизительно след секущей плоскости.
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы состояния на разрезе получилась линия *ab*.
4. Опишите фазовые превращения, происходящие в сплаве *x* при охлаждении, отметьте, как при этом изменяются составы фаз. Постройте термическую кривую, применяя правило числа степеней свободы (правило фаз Гиббса).
5. Укажите возможные структурные составляющие в заданном сплаве после медленного охлаждения, подсчитайте их весовое количество.

**Вариант 40**

На рис. 5.21, *а* (вариант 41), 5.21, *б* (вариант 42), 5.21, *в* (вариант 43) дано политермическое (вертикальное) сечение диаграммы с двойным устойчивым химическим соединением и двумя тройными эвтектиками.

1. Начертите проекцию диаграммы на концентрационный треугольник и укажите приблизительно след секущей плоскости.
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы состояния на разрезе получилась линия *ab*.
4. Опишите фазовые превращения, происходящие в сплаве *x* при охлаждении, отметьте, как при этом изменяются составы фаз. Постройте термическую кривую, применяя правило числа степеней свободы (правило фаз Гиббса).
5. Укажите возможные структурные составляющие в заданном сплаве после медленного охлаждения, подсчитайте их весовое количество.

**Вариант 43**

На рис. 5.22, *а* (вариант 43), 5.22, *б* (вариант 44), 5.22, *в* (вариант 45), 5.22, *г* (вариант 46), 5.22, *д* (вариант 47), 5.22, *е* (вариант 48) дано политемическое (вертикальное) сечение диаграммы с неограниченной растворимостью в двух парах компонентов, ограниченной — в третьей и эвтектическим превращением.

1. Начертите проекцию диаграммы на концентрационный треугольник и укажите приблизительно след секущей плоскости.
2. Во всех областях сечения укажите имеющиеся фазы.
3. Объясните, от пересечения с какой поверхностью диаграммы состояния на разрезе получилась линия *ab*.
4. Опишите фазовые превращения, происходящие в сплаве *x* при охлаждении, отметьте, как при этом изменяются составы фаз. Постройте термическую кривую, применяя правило числа степеней свободы (правило фаз Гиббса).
5. Укажите возможные структурные составляющие в заданном сплаве после медленного охлаждения, подсчитайте их весовое количество.

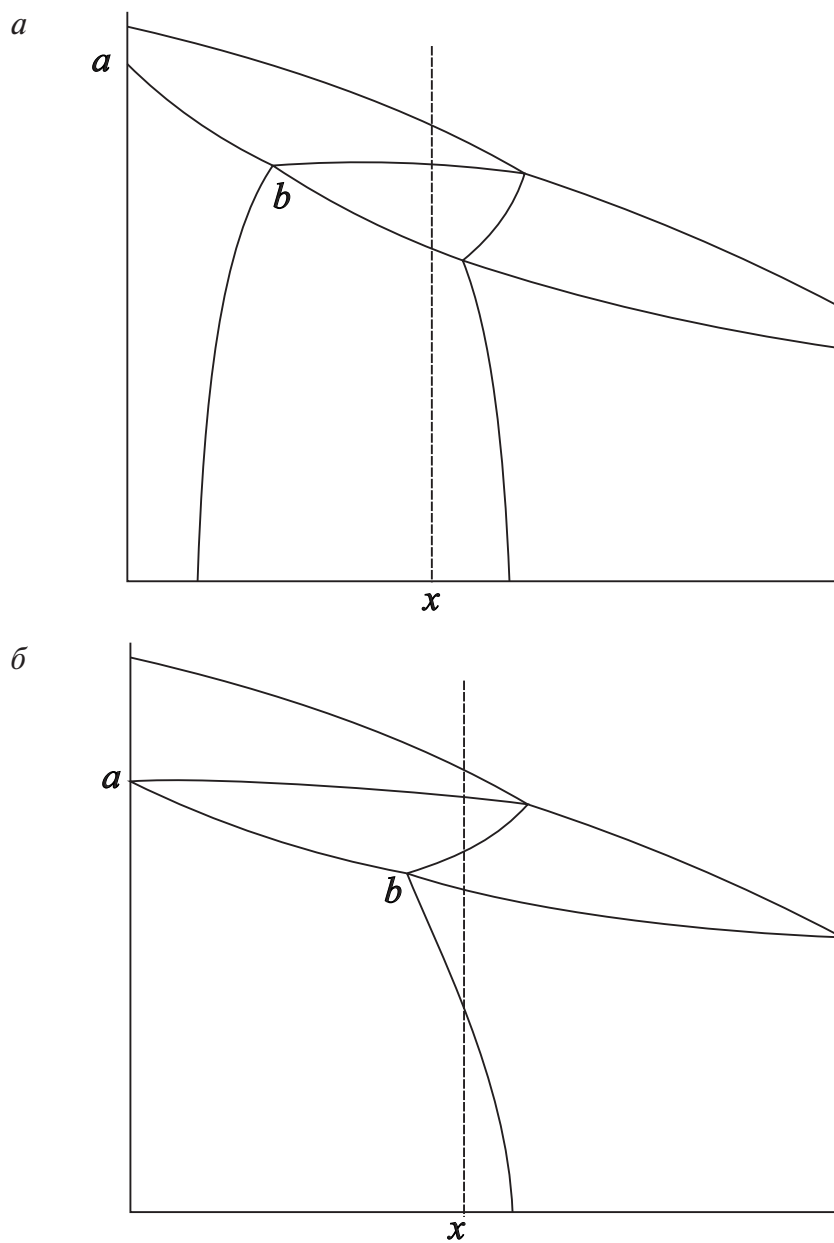


Рис. 5.20. Политермическое (вертикальное) сечение диаграммы с ограниченной растворимостью в двух парах компонентов, неограниченной — в третьей и перитектическим превращением ( $a$ ,  $б$ ;  $в$ ,  $г$ ,  $д$  см. на с. 111):

$a$  — для варианта 35;  $б$  — для варианта 36

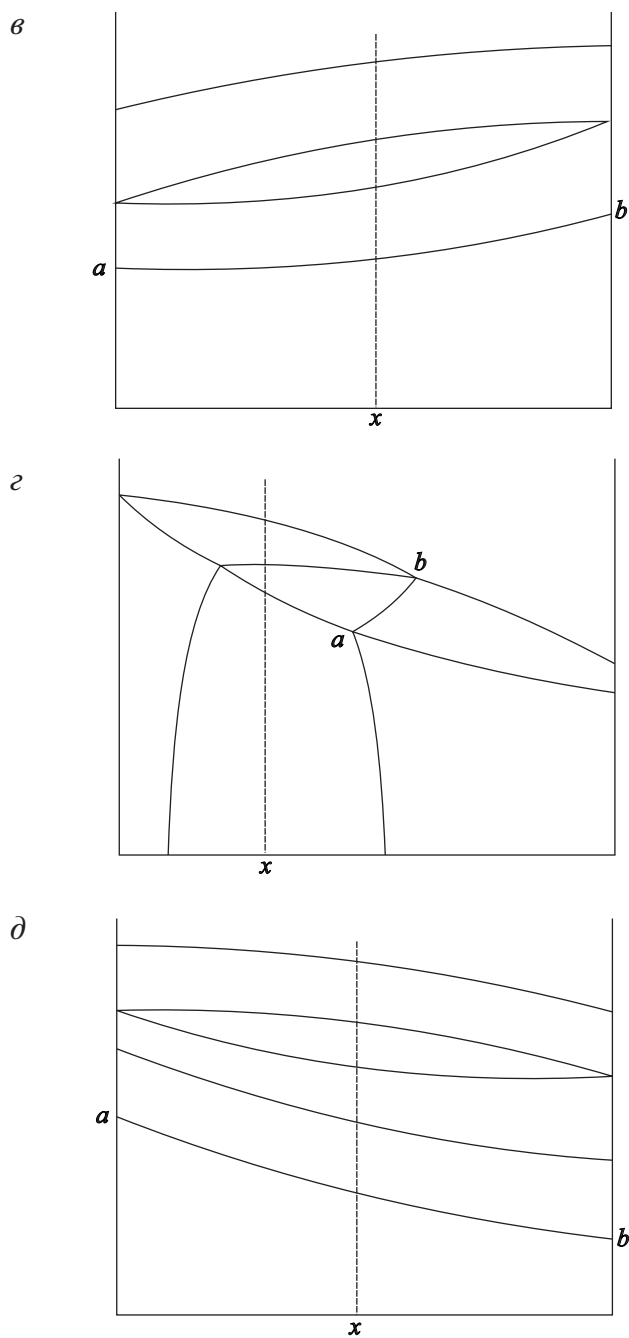


Рис. 5.20. Окончание ( $a, b$  см. на с. 110):  
 $в$  — для варианта 37;  $г$  — для варианта 38;  $д$  — для варианта 39

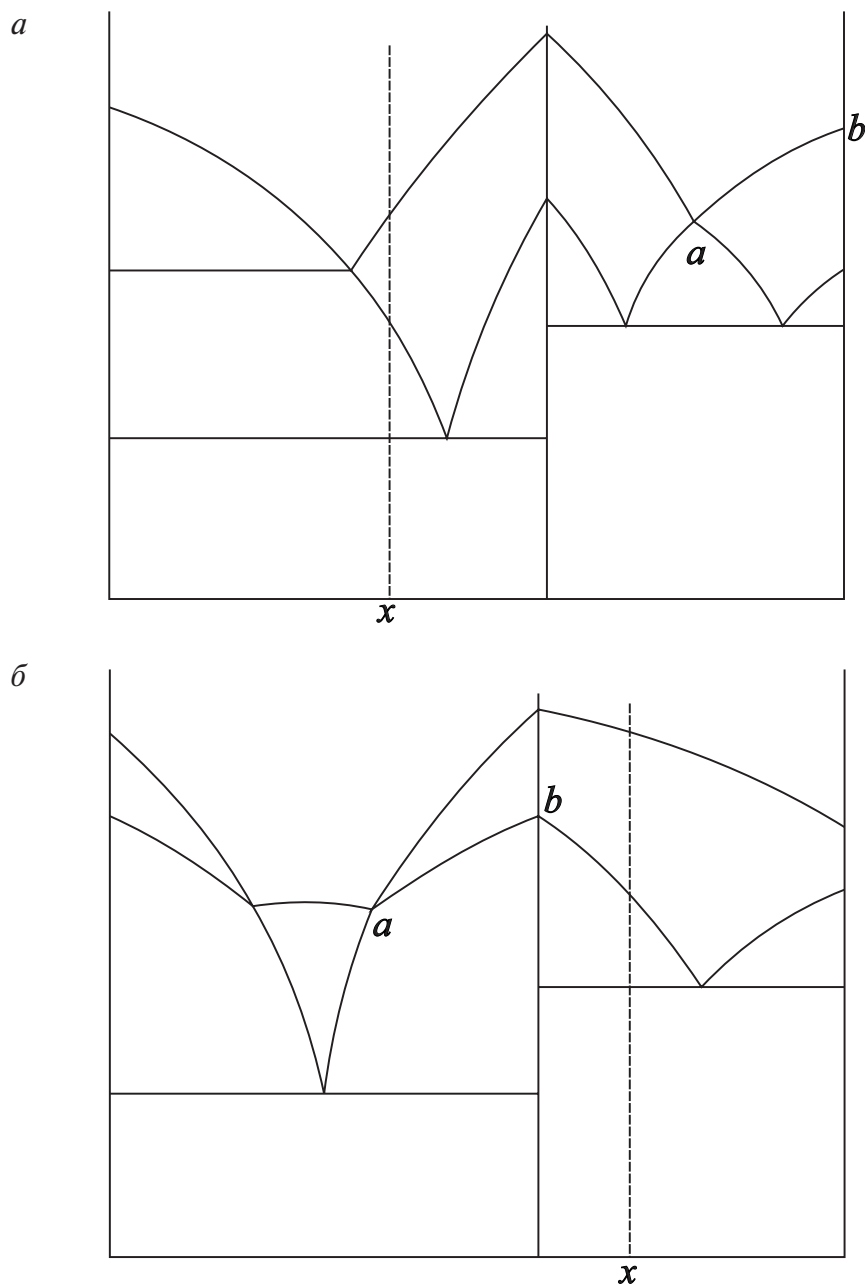


Рис. 5.21. Политермическое (вертикальное) сечение диаграммы с двойным устойчивым химическим соединением и двумя тройными эвтектиками (*a*, *б*; *в* см. на с. 113):

*a* — для варианта 40; *б* — для варианта 41

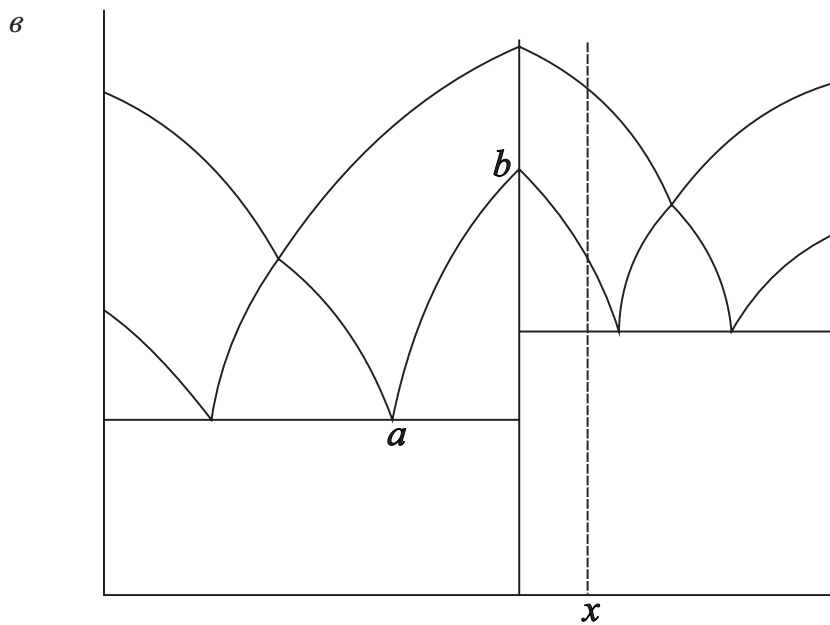


Рис. 5.21. Окончание (*a*, *b* см. на с. 112):

*в* — для варианта 42

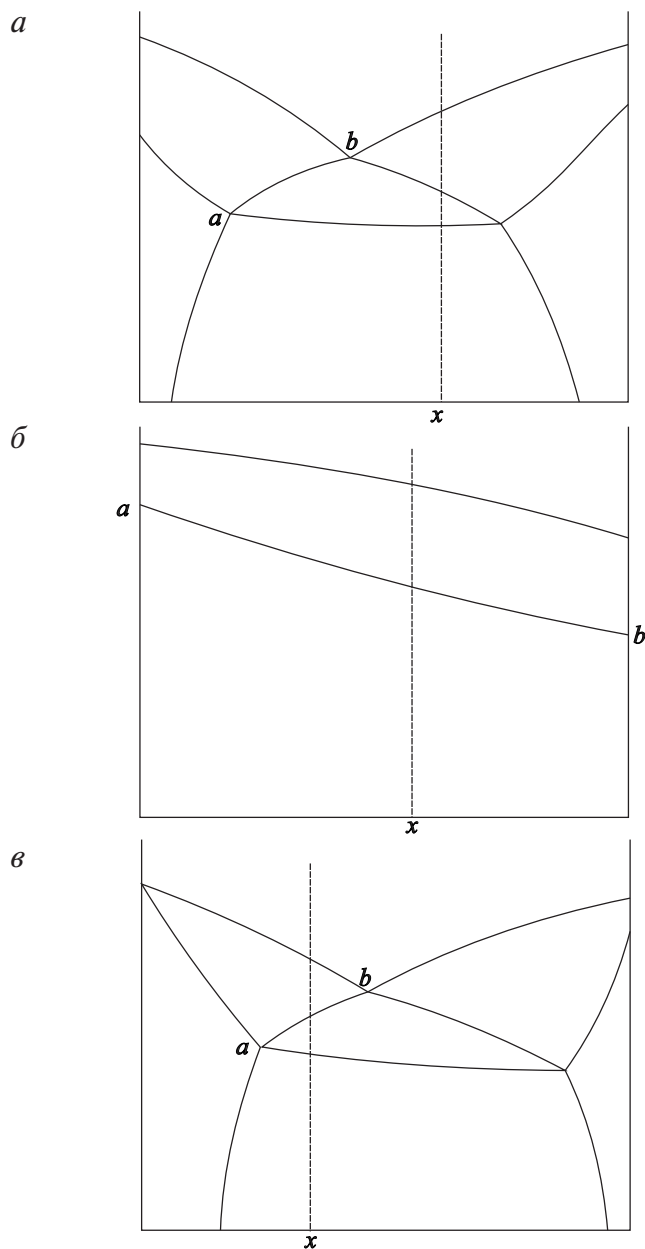


Рис. 5.22. Политермическое (вертикальное) сечение диаграммы с неограниченной растворимостью в двух парах компонентов, ограниченной — в третьей и эвтектическим превращением (*a*—*в*; *г*—*е* см. на с. 115):

*a* — для варианта 43; *б* — для варианта 44; *в* — для варианта 45



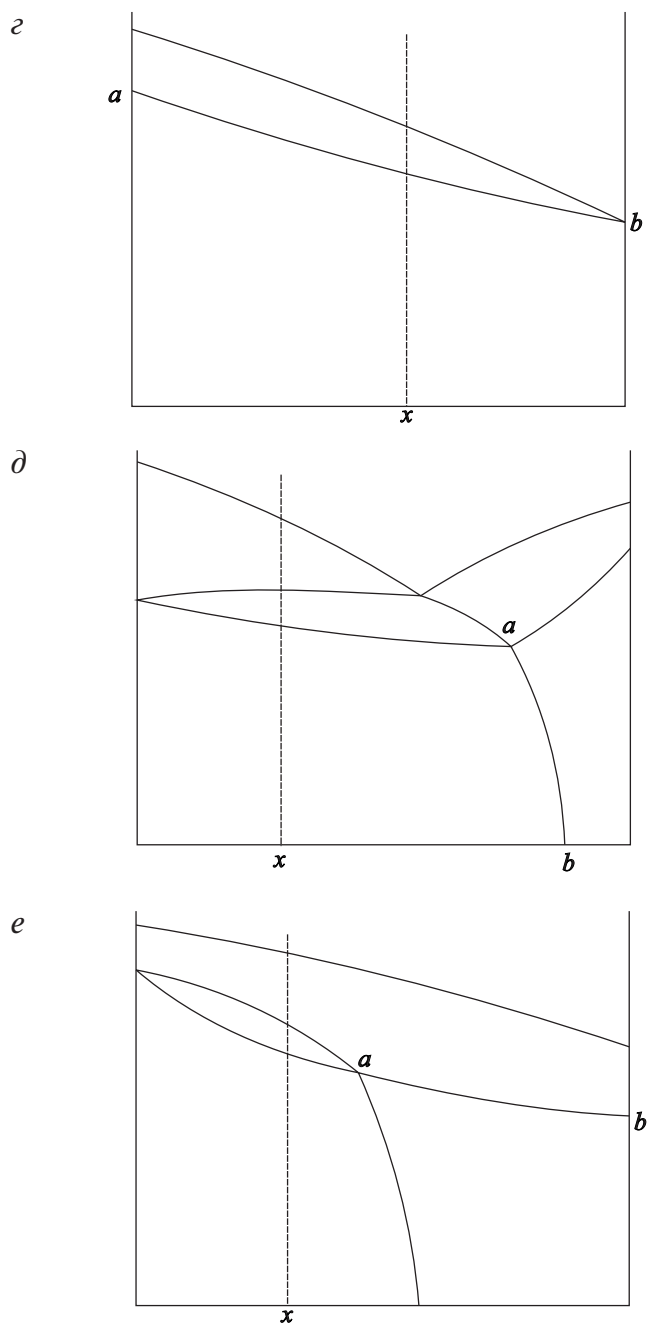


Рис. 5.22. Окончание ( $a$ —в см. на с. 114):  
 $z$  — для варианта 46;  $d$  — для варианта 47;  $e$  — для варианта 48

---

## Заключение

---

**Д**иаграммы состояния тройных систем позволяют решать важные задачи практического металловедения. К ним относятся: определение структуры и фазового состава сплава в зависимости от температуры закалки или отжига; предсказание изменения свойств сплавов на основе анализа фазовых превращений; определение области концентраций термически упрочняемых сплавов и соответствующих этим областям фаз-упрочнителей; установление оптимального состава сплава, обладающего высокими физико-механическими, химическими и другими свойствами [1].

---

## Библиографический список

---

1. Захаров А. М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем / А. М. Захаров. М. : Metallurgia, 1990. 240 с.
2. Физическое металловедение / С. В. Грачев, В. Р. Бараз, А. А. Богатов, В. П. Швейкин. Екатеринбург : ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2001. 534 с.
3. Штейнберг С. С. Металловедение / С. С. Штейнберг. М. : Metallurgizdat, 1961. 599 с.
4. Новиков И. И. Металловедение, термообработка и рентгенография / И. И. Новиков, Г. Б. Строганов, А. И. Новиков. М. : МИСиС, 1994. 480 с.
5. Лившиц Б. Г. Металлография / Б. Г. Лившиц. М. : Metallurgia, 1990. 334 с.
6. Головин В. А. Свойства благородных металлов и сплавов : справочник / В. А. Головин, Э. Х. Ульянова. М. : Metallurgia, 1964. 187 с.
7. Геллер Ю. А. Материаловедение / Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. М. : Metallurgia, 1989. 456 с.
8. Колачев Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов : учебник для вузов / Б. А. Колачев. 4-е изд., перераб. и доп. М. : МИСИС, 2005. 432 с.
9. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа : справочник / О. А. Банных [и др.]. М. : Metallurgia, 1986. 440 с.
10. Грачев С. В. Алюминий и его сплавы : учебное пособие / С. В. Грачев, Т. В. Мальцева, Н. Н. Озерец. Екатеринбург : УрФУ, 2010. 54 с.

---

## Оглавление

---

Введение.....	3
1. Определение составов тройных сплавов.....	4
2. Правило рычага и центра тяжести концентрационного треугольника.....	9
3. Типы тройных диаграмм состояния.....	11
3.1. Диаграмма с отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии и эвтектическим превращением в трех парах .....	11
3.2. Диаграмма с наличием химического соединения .....	24
3.2.1. Диаграмма с химическим соединением в одной из пар компонентов.....	24
3.2.2. Диаграмма с двумя химическими соединениями.....	29
3.2.3. Диаграмма с тройным химическим соединением .....	30
3.3. Диаграмма с полной взаимной растворимостью компонентов в твердом состоянии в трех парах.....	31
3.4. Диаграмма с эвтектическим превращением, ограниченной растворимостью компонентов в двух парах и неограниченной растворимостью в третьей паре.....	34
3.5. Диаграмма с эвтектическим превращением, ограниченной растворимостью компонентов в одной паре и неограниченной растворимостью в двух других.....	39

---

3.6. Диаграмма с перитектическим превращением, ограниченной растворимостью компонентов в двух парах и неограниченной растворимостью в третьей паре.....	48
3.7. Диаграмма с эвтектическим превращением и ограниченной растворимостью компонентов в трех парах компонентов.....	52
4. Реальные диаграммы тройных систем .....	58
4.1. Диаграмма системы Cu–Zn–Sn .....	58
4.2. Диаграмма системы Cu–Zn–Al .....	60
4.3. Диаграмма системы Cu–Ni–Al.....	61
4.4. Диаграмма системы Al–Cu–Mg .....	62
4.5. Диаграмма системы Al–Mg–Si.....	65
4.6. Диаграмма системы Al–Cu–Mn .....	67
4.7. Диаграмма системы Al–Zn–Mg .....	68
4.8. Диаграмма системы Fe–C–W.....	69
4.9. Диаграмма системы Fe–Cr–Ni.....	70
4.10. Диаграмма системы Fe–C–Si .....	71
4.11. Диаграмма системы Fe–Cr–Co .....	71
5. Задачи .....	74
Заключение .....	116
Библиографический список.....	117

*Учебное издание*

**Березовская Вера Владимировна,  
Ишина Елена Александровна,  
Озерец Наталья Николаевна**

**ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ  
ТРОЙНЫХ СИСТЕМ**

Редактор И. В. Меркурьева  
Верстка О. П. Игнатьевой

Подписано в печать 30.03.2016. Формат 70×100/16.  
Бумага писчая. Печать цифровая. Гарнитура Newton.  
Уч.-изд. л. 5,21. Усл. печ. л. 9,7. Тираж 100 экз.  
Заказ 65

Издательство Уральского университета  
Редакционно-издательский отдел ИПЦ УрФУ  
620049, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 5  
Тел.: 8(343)375-48-25, 375-46-85, 374-19-41  
E-mail: rio@urfu.ru

Отпечатано в Издательско-полиграфическом центре УрФУ  
620075, Екатеринбург, ул. Тургенева, 4  
Тел.: 8(343) 350-56-64, 350-90-13  
Факс: 8(343) 358-93-06  
E-mail: press-urfu@mail.ru





#### **БЕРЕЗОВСКАЯ ВЕРА ВЛАДИМИРОВНА**

Профессор кафедры металловедения УрФУ, доктор технических наук. Основное научное направление — изучение структуры высокоазотистых сталей, формирующейся в процессе термической, деформационной и комбинированных видов обработки, в целях получения комплекса высоких физико-механических и коррозионных свойств. Автор более 200 печатных работ. Имеет авторские свидетельства на изобретения. Действительный член Нью-Йоркской академии наук. Награждена Почетной грамотой Министерства образования и науки РФ.



#### **ИШИНА ЕЛЕНА АЛЕКСАНДРОВНА**

Доцент кафедры металловедения УрФУ, кандидат технических наук. Научные интересы связаны с разработкой оптимального состава конструкционных сталей с различной степенью стабильности аустенита, обеспечивающих сочетание повышенных прочностных свойств и характеристик трещиностойкости. Автор более 30 печатных работ. Награждена почетной грамотой администрации города Екатеринбурга.



#### **ОЗЕРЕЦ НАТАЛЬЯ НИКОЛАЕВНА**

Доцент кафедры металловедения УрФУ, кандидат технических наук. Основное научное направление — разработка составов и упрочняющих технологий высокопрочных сталей и сплавов аустенитного класса для приборостроения, специального машиностроения и медицины. Автор более 100 научных трудов, имеет 3 патента на изобретение. Награждена почетной грамотой администрации Кировского района города Екатеринбурга.